

UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ

DEPARTAMENTO ACADÊMICO DE MECÂNICA

ENGENHARIA MECANICA

RODRIGO GUEDES RIBEIRO

VICTOR DOUGLAS HALUCH

**ANÁLISE MICROESTRUTURAL DO AÇO SAE 4340 COM VARIAÇÃO
DA ENERGIA DE SOLDAGEM E A INFLUÊNCIA DO FLUXO
TÉRMICO**

TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO

PONTA GROSSA

2017

RODRIGO GUEDES RIBEIRO

VICTOR DOUGLAS HALUCH

**ANÁLISE MICROESTRUTURAL DO AÇO SAE 4340 COM VARIAÇÃO
DA ENERGIA DE SOLDAGEM E A INFLUÊNCIA DO FLUXO
TÉRMICO**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado como requisito parcial à obtenção do título de Bacharel em Engenharia Mecânica, do departamento acadêmico de Mecânica -DAMEC- da Universidade Tecnológica Federal do Paraná.

Orientador: Prof. Dr. Roger Navarro Verástegui

Co-orientador: Prof. Dr. Anderson Geraldo Marena Pukasiewicz

PONTA GROSSA

2017



TERMO DE APROVAÇÃO

ANÁLISE MICROESTRUTURAL DO AÇO SAE 4340 COM VARIAÇÃO DA ENERGIA DE SOLDAGEM E A INFLUÊNCIA DO FLUXO TÉRMICO

por

RODRIGO GUEDES RIBEIRO E VICTOR DOUGLAS HALUCH

Este Trabalho de Conclusão de Curso foi apresentado em 11 de dezembro de 2017 como requisito parcial para a obtenção do título de Bacharel em Engenharia Mecânica. O candidato foi arguido pela Banca Examinadora composta pelos professores abaixo assinados. Após deliberação, a Banca Examinadora considerou o trabalho aprovado.

Prof. Dr. Anderson Geraldo Marendá Pukasiewicz
Coorientador

Prof. Me. Paulo Roberto Campos Alcover Junior
Membro Titular

Prof. Gabriel Nunes Maia Junior
Membro Titular

Prof. Dr. Marcos Eduardo Soares
Responsável pelos TCC

Prof. Dr. Marcelo Vasconcelos de
Carvalho
Coordenador do Curso

AGRADECIMENTOS

A Deus por nos conceder força e saúde para superarmos as dificuldades.

A UTFPR, professores e colegas, aos nossos orientadores Roger e Anderson pela paciência e tempo dedicado.

Aos colegas da LACTEC pelo apoio, auxílio e conhecimento transmitido, em especial aos supervisores Andre Chicoski, Irene Araújo, Rodolfo Vaz.

Aos nossos pais e a nossa família pelo amor, apoio e incentivo incondicionais.

E a todos que participaram de nossa formação, direta ou indiretamente, o nosso muito obrigado.

O segredo de qualquer conquista é a
coisa mais simples do mundo: saber o
que fazer com ela.

(autor desconhecido)

RESUMO

RIBEIRO, Rodrigo Guedes; HALUCH, Victor Douglas. **Análise microestrutural do aço SAE 4340 com variação da energia de soldagem e a influência do fluxo térmico.** 2017. 81 f. TCC (graduação) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Tecnológica Federal Do Paraná, Ponta Grossa, 2017.

A soldagem é considerada um importante processo industrial, podendo ser aplicada nos mais variados campos industriais para a maioria dos materiais metálicos existentes. Entretanto, existem certos tipos de aços-liga que possuem uma baixa soldabilidade e, devido a isso, acabam apresentando uma difícil aplicabilidade em soldagem. O aço SAE 4340 é um tipo de aço-liga muito utilizado na indústria, mas que apresenta baixo nível de soldabilidade. Assim sendo, o presente trabalho visa analisar a influência da variação de parâmetros de energia e do fluxo térmico na microestrutura desse aço utilizando o processo de soldagem MAG. Visa-se, também, analisar a microestrutura formada após a soldagem por meio de comparações entre os parâmetros analisados durante o processo e valores calculados por métodos matemáticos, verificar a validade dos métodos matemáticos utilizados no experimento e a possibilidade de soldagem MAG no aço SAE 4340. Este estudo pode auxiliar na minimização da perda de propriedades causadas pelo processo de soldagem, além de ajudar na redução de erros entre os parâmetros analisados. Foram confeccionados vinte e sete corpos de prova de mesma dimensão, sendo cada um deles, submetidos a um único passe de solda variando três parâmetros distintos, a corrente, a temperatura de pré-aquecimento e a velocidade do passe. Depois da realização das soldas, os corpos de prova foram submetidos a análises macroestruturais e microestruturais e ao ensaio de microdureza que permitiram identificar as alterações obtidas na microestrutura e a influência da variação dos parâmetros e do fluxo térmico durante o processo de soldagem sobre o material.

Palavras-chave: Soldagem MIG/MAG. Aço SAE 4340. Energia de Soldagem. Fluxo Térmico. Microestrutura.

ABSTRACT

RIBEIRO, Rodrigo Guedes; HALUCH, Victor Douglas. **Microstructural analysis of SAE 4340 steel with welding energy variation and the influence of the heat flux.** 2017. 81 I. TCC (graduation) - Course of Mechanical Engineering, Federal Technological University of Paraná, Ponta Grossa, 2017.

The welding is considered one important industrial processes and can be applied in various industrial fields for most existing metallic materials. However, there are certain types of alloy steels having a poor weldability and because of this, eventually presenting a difficult applicability to welding. The SAE 4340 steel is a type of alloy steel widely used in industry, but shows low weldability. Therefore, the present work analyzes the influence of the variation of energy parameters and heat flow in the microstructure of steel using the welding process MAG. It is intended to also analyze the microstructure formed after welding by comparisons between the parameters measured during the process and values calculated by mathematical methods, verify the validity of the mathematical methods used in the experiment and the possibility of MAG. In SAE 4340 steel. This study can help in minimizing the loss of property caused by the welding process and help in reducing errors between the parameters analyzed. Were made twenty-seven test specimens of the same dimension, each one of them, were submitted to a single soldering pass varying three different parameters, the current, the preheating temperature and the speed of the pass. After welding, the test specimens were submitted to macrostructurals and microstructurals analysis and to the microhardness test that allowed to identify the changes obtained in the microstructure and the influence of the variation of the parameters and the thermal flux during the welding process on the material.

Keywords: MIG/MAG welding, SAE 4340 steel, Welding Energy, Heat flow, Microstructure.

LISTAS DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Curva TTT do aço SAE 4340 com 0,42%C, 0,78%Mn, 1,79%Ni, 0,80% Cr, 0,39%Mo	24
Figura 2 - Evolução dos processos de soldagem	25
Figura 3 - Ciclo térmico da soldagem	35
Figura 4 - Fluxograma do desenvolvimento experimental	46
Figura 5 - Cordão após a soldagem	50
Figura 6 - Definição da região martensítica a ser aplicada na análise qualitativa.	55
Figura 7 - Séries de durezas Vickers (a) fim da ZTA; (b) início da ZTA; (c) Série 1; (d) Série 2.....	56
Figura 8 – Imagem do cordão de solda, obtida através da LO e cotado através de software.....	58
Figura 9- CP 9: falha por sobreposição (a) ampliação de 2X; (b) ampliação de 50X	59
Figura 10 - CP 16: falha por sobreposição (a) ampliação de 2X; (b) ampliação de 50X.....	59
Figura 11 - CP 17: falha por porosidade (a) ampliação de 2X; (b) ampliação de 50X	60
Figura 12 - CP 25: falha por porosidade na parte superior do cordão.....	60
Figura 13 - CP 26: falha por porosidade na parte média do cordão	60
Figura 14 - CP 18: falha por falta de penetração e porosidade (a) ampliação de 2X; (b) ampliação de 50X.	61
Figura 15 - CP 25: falha por falta de penetração e porosidade (a) ampliação de 2X; (b) ampliação de 50X	61
Figura 16 - CP 26: falha por falta por penetração e porosidade (a) ampliação de 2X; (b) ampliação de 50X	62
Figura 17 - Gráfico da dureza Vicker (carga de 1 kgf) pela distância das indentações	64
Figura 18 - Gráfico de correlação da dureza e os níveis de parâmetros variados	66
Figura 19 -Diagrama CCT do aço SAE 4340	67
Figura 20 - Indentações de 1Kgf e de 0,3Kgf no CP 18 Ataque com reagente LePera.	69
Figura 21 - Ataque químico com nítal no CP 7 (a) Ampliação de 50X; (b) Ampliação de 200X.....	70

Figura 22 - Ataque com reagente LePera (a) CP 7; (b) CP18 (c) CP 26.....	71
Figura 23 - Ataque químico com reagente LePera (a) CP 7; (b) CP18; (c) CP 26	72
Figura 24 – Imagens utilizadas na análise comparativa em área e respectivo resultado, ataque LePera (a.1) CP 7; (a.2) resultado da tonalidade configurada utilizada no CP7; (b.1) CP 18; (b.2) configuração replicada para o CP 18; (c.1) CP 26; (c.2) configuração replicada para o CP 26	73
Figura 25 - Resultado da análise Taguchi colocando o tamanho da ZTA como resposta	75

LISTAS DE TABELAS

Tabela 1 - Designação numérica SAE/AISI para aços	20
Tabela 2 - Composição química do aço SAE 4340.	21
Tabela 3 - Gases e misturas usadas na soldagem MIG/MAG.....	32
Tabela 4 - Valores típicos para η	36
Tabela 5 - Valores típicos de k, ρ e C para alguns materiais	37
Tabela 6 - Variação dos parâmetros de soldagem através do método Taguchi.....	45
Tabela 7 – Resultado da composição química do material de base obtido através de espectrometria de emissão óptica	47
Tabela 8 - Parâmetros para a soldagem utilizando tensão contínua.....	49
Tabela 9 - Reagentes utilizados nos ataques químicos	54
Tabela 10 – Resultados das dimensões dos cordões de solda.....	57
Tabela 11 - Resultados em HV do ensaio de dureza Vickers utilizando carga de 1 Kgf	65
Tabela 12 - Valores da análise taguchi e rank	66
Tabela 13 - Resultado de área de austenita	74
Tabela 14 - Valores da análise taguchi tendo o tamanho da ZTA como resposta e rank	76

LISTA DE EQUAÇÕES

Equação 1	35
Equação 2	35
Equação 3	36
Equação 4	36
Equação 5	36
Equação 6	36
Equação 7	37
Equação 8	37
Equação 9	38
Equação 10	38
Equação 11	38
Equação 12	63

LISTA DE SIGLAS

ABNT - Associação Brasileira de Normas Técnicas;
ASTM - *American Society for Testing and Materials*;
AWS - *American Welding Society*;
CCC- Cúbica de face centrada;
CCT - *Continuous Cooling Transformation*;
CFC - Cúbica de corpo centrado;
CP - Corpo de prova;
CPs - Corpos de prova;
GMAW - *Gas metal arc welding*;
GTAW - *Gas tungsten arc welding*;
ITT - *Isothermal, time, transformation*;
LO - Lupa Óptica;
MB - Metal de base;
MEV - Microscópio Eletrônico de Varredura;
MIG - *Metal inert gas*;
MAG - *Metal active gas*;
MO – Microscópio Ótico;
SAE - *Society of Automotive Engineers*;
SAW - *Submerged Arc Welding*;
SAMW - *Shielded Metal Arc Welding*;
TCC - Tetragonal de corpo centrado;
TIG - *Tungsten inert gas*;
TTT- Tempo, temperatura e transformação;
UTFPR-PG - Universidade Tecnológica Federal do Paraná campus Ponta Grossa
ZF - Zona Fundida;
ZTA - Zona Termicamente Afetada.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	15
2	OBJETIVOS.....	17
2.1	OBJETIVO GERAL.....	17
2.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS.....	17
3	JUSTIFICATIVA.....	18
4	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	19
4.1	AÇOS LIGADOS.....	19
4.1.1	Aço SAE 4340.....	21
4.1.1.1	Soldabilidade do aço SAE 4340.....	22
4.2	SOLDAGEM	24
4.2.1	Processo MIG/MAG	27
4.3	FLUXO TÉRMICO	34
4.3.1	Determinação da Energia de Soldagem e da Taxa de Resfriamento	35
4.4	MICROESTRUTURA.....	39
4.4.1	Análise da Microestrutura.....	41
4.5	MÉTODO ESTATÍSTICO TAGUCHI	43
5	DESENVOLVIMENTO EXPERIMENTAL	44
5.1	METODOLOGIA DE PESQUISA.....	44
5.2	MATERIAL UTILIZADO E SOLDAGEM	47
5.2.1	Material Utilizado.....	47
5.2.2	Equipamento Utilizado na Soldagem	48
5.2.2.1	Modelo matemático para determinação da taxa de resfriamento.....	48
5.2.3	Condições de Soldagem	49
5.3	ANÁLISES REALIZADAS NOS CPS	50
5.3.1	Preparação das Amostras Metalográficas.....	51
5.3.2	Ataques Químicos.....	51

5.3.2.1	Revelação macroestrutural	53
5.3.2.2	Revelação microestrutural.....	53
5.3.3	Análise microestrutural.....	54
5.3.4	Análise de Microdureza.....	55
6	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	57
6.1	ANÁLISE MACROESTRUTURAL	57
6.2	ANÁLISE DA DUREZA.....	62
6.3	ANÁLISE MICROESTRUTURAL.....	69
6.3.1	Presença de Austenita Martensita e Bainita.....	71
6.3.1.1	Comparação em área de martensita-austenita	72
6.4	TAMANHO DA ZTA.....	74
7	CONCLUSÕES.....	77
7.1	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	77
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	78

1 INTRODUÇÃO

As antigas técnicas de soldagem passaram a se desenvolver mais e apresentar mudanças significativas com grandes avanços tecnológicos a partir do século XIX, principalmente, devido às experiências realizadas com o arco elétrico, a descoberta do acetileno e ao desenvolvimento de fontes produtoras de energia elétrica que possibilitaram, assim, o surgimento dos processos de soldagem por fusão (BRANDI, 2004).

Depois da Primeira Guerra Mundial constatou-se um crescimento de utilização da soldagem nos processos de fabricação, tendo um avanço significativo de tecnologia durante a Segunda Guerra Mundial, onde novos processos foram criados, desenvolvidos e aperfeiçoados (NERIS, 2012).

A soldagem é considerada um processo industrial importante, sendo destinado, principalmente, à união de peças metálicas, de maneira a garantir que as propriedades dos materiais soldados se mantenham íntegras. A área de aplicação da soldagem é extremamente ampla, sendo muito utilizada nos mais diversos campos industriais. Essa ampla área de aplicação se dá, principalmente, devido à redução de custos na fabricação, simplicidade na manutenção de produtos, e pela alta praticidade e versatilidade que os processos de soldagem proporcionam. Além disso, devido à grande variedade de processos, a soldagem pode ser utilizada para a união da maioria das ligas metálicas comumente utilizadas (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2011).

Dentre os variados processos de soldagem existentes, a soldagem MIG/MAG destaca-se por ser um processo bastante versátil de alta produtividade, o que a torna uma alternativa bastante viável se comparada a outros métodos de soldagem usuais. Visto que, este processo pode ser usado na fabricação de inúmeros produtos (NERIS, 2012).

Contudo, a soldagem MIG/MAG é uma operação que consiste, basicamente, na adição de calor à região da solda, seguida da fusão dos materiais presentes na junta e, por fim, no resfriamento. Em todas essas etapas notam-se mudanças de fase e transformações na microestrutura da região termicamente afetada pelo processo, em aços, que poderá passar a apresentar descontinuidades e,

conseqüentemente, um comprometimento de desempenho da peça soldada em serviço (FORTES, 2005).

Entretanto, sabe-se que há materiais que possuem a capacidade de serem soldados e ainda manter-se com suas propriedades dentro dos requisitos necessários para projeto, sem sofrer grandes alterações, para essa capacidade damos o nome de soldabilidade. Para o aço, a soldagem é bastante utilizada e considerada muito importante na maioria dos campos industriais, porém existem alguns tipos de aços que apresentam um baixo nível de soldabilidade, mas que em casos particulares precisariam passar por um processo de soldagem para a execução de determinado projeto (MODENESI, 2011).

O aço SAE 4340 é um aço-liga muito utilizado na indústria, mas que, devido ao seu baixo nível de soldabilidade acaba sendo um material de difícil aplicação na soldagem (SOUZA, 1998). Assim sendo, para reduzir o número de eventuais problemas que possam surgir, o processo de soldagem para este aço deve ser realizado de maneira cuidadosa, controlando precisamente os parâmetros de soldagem como, por exemplo, a corrente, velocidade de soldagem e temperatura de pré-aquecimento.

2 OBJETIVOS

2.1 OBJETIVO GERAL

Analisar a influência da variação da energia e do fluxo térmico de um processo de soldagem MAG na microestrutura de um aço SAE 4340.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

Analisar a microestrutura formada após o processo de soldagem MAG em um aço SAE 4340 comparando a microestrutura obtida pela utilização dos conjuntos de parâmetros definidos antes do processo por meio do método estatístico Taguchi.

Analisar os cordões de solda e a zona termicamente afetada por meio de análises microestruturais e ensaios de microdureza avaliando a presença da fase martensita, visto que esta fase apresenta propriedades prejudiciais ao aço SAE 4340.

3 JUSTIFICATIVA

A soldagem em aços como o SAE 4340 pode levar ao surgimento de tensões internas que possivelmente aparecerão após a operação de soldagem, afetando de forma direta o desempenho do material soldado em serviço.

Segundo Lee e Su (1999) essas tensões internas podem surgir devido ao processo de transformação das fases, tais como austenita, bainita e martensita que são formadas durante o resfriamento do aço a partir da sua região austenítica, que dependem fundamentalmente, entre outros fatores, das velocidades de resfriamento alcançadas durante o processo.

Com o estudo dos parâmetros de soldagem e do fluxo térmico é possível obter um melhor entendimento sobre a utilização correta dos parâmetros, o que pode auxiliar na minimização do surgimento de tensões internas que possam comprometer as propriedades mecânicas do material. Este estudo auxilia também na otimização da seleção dos parâmetros de operação analisados na soldagem do aço SAE 4340.

4 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

4.1 AÇOS LIGADOS

Aços ligados, ou aços-liga, podem ser definidos como um tipo de aço-carbono que possui em sua composição outros elementos de liga e que também pode apresentar teores de elementos residuais acima dos padrões considerados normais. Geralmente apresentam, basicamente, os seguintes elementos de liga: Al, Pb, Nb, Ta, B, H, Se, Cr, Mo, Ti, Cu, Ni, W, Co, N e V (PALMEIRA, 2005).

Os aços-liga podem ser separados em dois grupos de acordo com o teor de ligas que apresentam. Desta forma, serão considerados aços de baixo teor de ligas aqueles que apresentarem teor de elementos de liga inferior a 8%, contrariamente, aços de alto teor de ligas serão aqueles que apresentarem teor de elementos de liga superior a 8% (CHIAVERINI, 2002).

Os elementos de liga têm por finalidade proporcionar alterações nas propriedades físicas ou mecânicas de um aço. Assim sendo, os elementos de liga serão acrescentados quando surgir à necessidade de alcançar efeitos específicos para o cumprimento da função que será submetida ao material, como, por exemplo, aumento da dureza e das propriedades mecânicas, conferir resistência à corrosão, aumento da resistência ao calor ou ao desgaste, aumento da capacidade de corte, melhoria das propriedades elétricas e magnéticas, dentre outras. Além disso, a designação para os aços-liga dependerá dos elementos de liga presentes em sua composição, sendo cometida conforme os elementos de maior predominância. Por exemplo: aço-cromo, aço-níquel, aço-molibdênio, aço-cromo-manganês (CHIAVERINI, 1988).

Os aços, em geral, são classificados em grupos, baseados de acordo com suas propriedades comuns, tal como, a composição, como aços-carbono e aços-liga, os processos de acabamento, como aços laminados a quente ou aços laminados a frio, a forma do produto acabado, como barras, chapas grossas, chapas finas, tiras, tubos ou perfis estruturais. Deste modo, dada a grande variedade de aços, criaram-se sistemas de classificação baseados na composição química desses materiais. Dentre estes, são muito utilizados o SAE (*Society of Automotive Engineers*) e AISI (*American Iron and Steel Institute*) (CHIAVERINI, 1988).

O sistema de classificação brasileiro de aços, ABNT (Associação Brasileira de Normas Técnicas), utiliza, basicamente, os mesmos fundamentos adotados pelos sistemas SAE e AISI. Deste modo, o sistema utiliza uma série de quatro ou cinco algarismos para designar aços carbono e ligados de acordo com as classes e tipos mostrados na Tabela 1. Os dois ou três últimos dígitos indicam o valor médio aproximado da faixa de carbono do aço, enquanto que os dois primeiros dígitos representam a designação da série, que indica os principais elementos de liga pertencentes ao aço (MODENESI, 2011).

Tabela 1 - Designação numérica SAE/AISI para aços

Designação da Série	Tipos e Classes
10xx	Aço carbono não resulfurado
11xx	Aço carbono resulfurado
13xx	Manganês 1,75%
23xx	Níquel 3,50%
25xx	Níquel 5,00%
31xx	Níquel 1,25% - cromo 0,65 ou 0,80%
33xx	Níquel 3,50% - cromo 1,55%
40xx	Molibdênio 0,25%
41xx	Cromo 0,50-0,95% - molibdênio 0,12 ou 0,20%
43xx	Níquel 1,80% - cromo 0,50 ou 0,80% - molibdênio 0,25%
46xx	Níquel 1,55 ou 1,80% - molibdênio 0,20 ou 0,25%
47xx	Níquel 1,05% - cromo 0,450% - molibdênio 0,25%
48xx	Níquel 3,50% - molibdênio 0,25%
50xx	Cromo 0,28 ou 0,40%
51xx	Cromo 0,80, 0,90, 0,95, 1,00 ou 1,05%
5xxxx	Carbono 1,00% - cromo 0,50, 1,00 ou 1,45%
61xx	Cromo 0,80 ou 0,95% - Vanádio 0,10 ou 0,15 min.
86xx	Níquel 0,55% - cromo 0,50 ou 0,65% - molibdênio 0,20%
87xx	Níquel 0,55% - cromo 0,50% - molibdênio 0,25%
92xx	Manganês 1,00% - silício 2,00%
93xx	Níquel 3,25% - cromo 1,20% - molibdênio 0,12%
94xx	Manganês 1,00% - Níquel 0,45% - cromo 0,40% - molibdênio 0,12%
97xx	Níquel 0,55% - cromo 0,17% - molibdênio 0,20%
98xx	Níquel 1,00% - cromo 0,80% - molibdênio 0,25%

Fonte: MODENESI (2011)

Desta forma, por exemplo, a designação para o aço SAE 4340 significa que o material pertence à série 43 e possui teor de carbono referente ao valor de 40, ou seja, segundo o sistema de classificação, ele apresenta teores na faixa de 1,80% para o níquel, 0,50% ou 0,80% para o cromo e 0,25% para o molibdênio, apresentando teor de carbono na faixa de 0,4% (SILVA; MEI, 1988).

4.1.1 Aço SAE 4340

O aço de médio carbono e baixa liga SAE 4340 é muito utilizado na produção de componentes mecânicos. Ele apresenta elevada resistência mecânica, tenacidade e temperabilidade, porém sua usinabilidade e soldabilidade são de nível baixo. O campo de aplicação desse material é extenso, sendo muito utilizado por indústrias automobilísticas, aeroespacial e de máquinas e equipamentos para a fabricação de eixos, bielas, virabrequins e outros tipos de componentes com alta solicitação mecânica (SOUZA, 2008).

De acordo com o sistema SAE este aço apresenta, basicamente, a seguinte composição química:

Tabela 2 - Composição química do aço SAE 4340.

Elementos	Quantidade (%)
Carbono	0,38 – 0,43
Silício	0,15 – 0,35
Manganês	0,60 – 0,80
Fósforo	≤ 0,035
Enxofre	≤ 0,040
Cromo	0,70 – 0,90
Níquel	1,65 – 2,00
Molibdênio	0,20 – 0,30

Fonte: G.L. HUYETT (2004).

Cada um dos elementos que compõe o SAE 4340 tem uma determinada influência sobre o material, assim, eles acabam causando efeitos específicos que permitem que este material apresente propriedades especiais.

De acordo com Chiaverini (1988) e Palmeira (2005), os elementos apresentados na Tabela 2 causam os seguintes efeitos específicos:

- Carbono (C): elemento básico indispensável na composição dos aços responsável por aumento da dureza e da resistência. Entretanto, pode causar decréscimo da ductibilidade e soldabilidade.
- Silício (Si): elemento de liga muito usado em chapas elétricas e magnéticas. Age como um desoxidante. Além disso, aumenta a resistência à oxidação, a endurecibilidade de aços contendo elementos não grafitizantes e a resistência de aços de baixo teor de liga. Com a adição de Si percebe-se também diminuição na usinabilidade do aço.

- Maganês (Mn): responsável por contrabalancear a fragilidade causada pelo enxofre. Aumenta a temperabilidade do aço e melhora a resistência mecânica, se dispor de uma concentração maior de 1%. A resistência a abrasão do aço também é aumentada em teores elevados de manganês e na presença de carbono.
- Fósforo (P): capaz de aumentar a resistência de aços que apresentarem baixos teores de C. A resistência à corrosão e a usinabilidade também são aumentadas com a adição deste elemento.
- Enxofre (S): geralmente é um elemento indesejável na produção de aços por gerar fragilidade, sendo originado do próprio processo de fabricação. Entretanto, em casos de adição controlada de S, pode-se obter aumento de usinabilidade no material.
- Cromo (Cr): elemento de liga que proporciona aumento da resistência à corrosão e à oxidação, da temperabilidade e da resistência a altas temperaturas. Também, aumenta a resistência ao desgaste na presença de elevados teores de C.
- Níquel (Ni): promove aumento da resistência de aços recozidos, da resistência à corrosão e da tenacidade de aços ferríticos-perlíticos, principalmente à baixas temperaturas. Além do mais, em altas concentrações, é capaz de tornar ligas ferro-cromo austeníticas para altos teores de Cr, e, em conjunto com o Cr, aumenta a resistência ao calor.
- Molibdênio (Mo): propicia aumento da temperabilidade e da resistência a corrosão dos aços inoxidáveis. Promove a formação de partículas resistentes à abrasão, além de contribuir com o contrabalanceamento da tendência à fragilidade ao revenido. Com o acréscimo de Mo também obtém-se elevação da dureza a quente, da resistência a quente e a fluência.

4.1.1.1 Soldabilidade do aço SAE 4340

A soldabilidade é considerada uma propriedade indispensável para realização da união entre metais por meio de processos de soldagem. Ela pode ser definida como a facilidade que os materiais possuem de se unirem através da soldagem e de formarem uma série contínua de soluções sólidas coesas, sem que haja perdas de propriedades mecânicas (CORDEIRO, 2013).

A *American Welding Society* (AWS) define soldabilidade como “a capacidade de um material ser soldado nas condições de fabricação impostas por uma estrutura específica projetada de forma adequada e de se comportar adequadamente em serviço” (MODENESI, 2011).

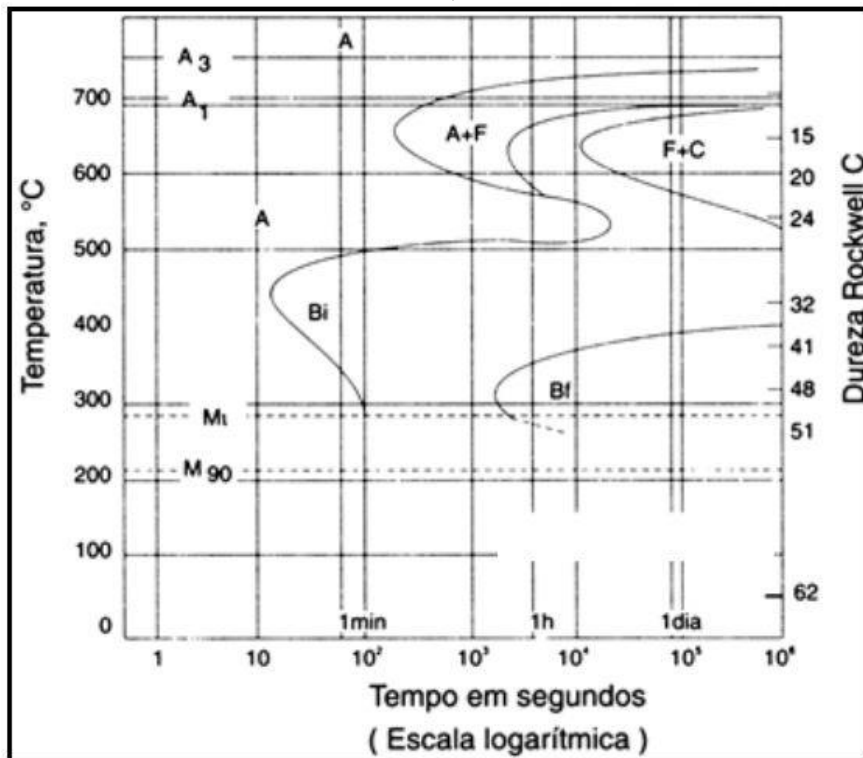
A soldabilidade é influenciada, principalmente, pela composição química do material e pela capacidade de formar séries contínuas de soluções sólidas entre um metal e outro. Dado que, em geral, os aços-liga não possuem uma boa soldabilidade a exigência de maiores cuidados durante e após o processo de soldagem é imprescindível (CORDEIRO, 2013).

A formação de trincas induzidas pelo hidrogênio, principalmente na zona termicamente afetada pelo processo, é considerada o maior problema de soldabilidade dos aços de baixa liga. Além disso, constata-se problemas como a perda de tenacidade e a formação de trincas de solidificação. E ainda, para alguns casos de irregularidade de procedimento, podem ocorrer problemas de porosidade, mordeduras, falta de fusão, corrosão, dentre outros (MODENESI, 2011).

Assim sendo, a utilização da soldagem para o aço SAE 4340 é considerada, de certa forma, difícil e só é aconselhada no uso de processos mais sofisticados, do contrário, há o risco de ocorrer deterioração das propriedades do aço e, assim, o comprometimento da peça soldada (OLIVEIRA; ARAÚJO; SILVA, 2009).

As curvas TTT (tempo, temperatura e transformação) possibilitam o controle das transformações, através de formas gráficas que representam as mudanças microestruturais que o aço pode sofrer durante o resfriamento da fase austenítica, onde é utilizada uma taxa de resfriamento constante para a construção desse gráfico, representado como exemplo na Figura 1, mostrando a curva TTT para aços 4340 e as possíveis transformações para este aço (ANAZAWA, 2007).

Figura 1 - Curva TTT do aço SAE 4340 com 0,42%C, 0,78%Mn, 1,79%Ni, 0,80% Cr, 0,39%Mo



Fonte: ANAZAWA (2007)

Segundo Silva e Mei (1988), a curva TTT pode ser subdividida em:

- ITT (*isothermal, time, transformation*) – transformação isotérmica.
- CCT (*continuous cooling transformation*) – transformação por resfriamento contínuo.

As transformações dos aços nos processos industriais ocorrem majoritariamente por resfriamento contínuo, por este motivo foram desenvolvidas as curvas CCT (SILVA; MEI, 1988). E, para soldagem, o diagrama CCT deve ser utilizado.

4.2 SOLDAGEM

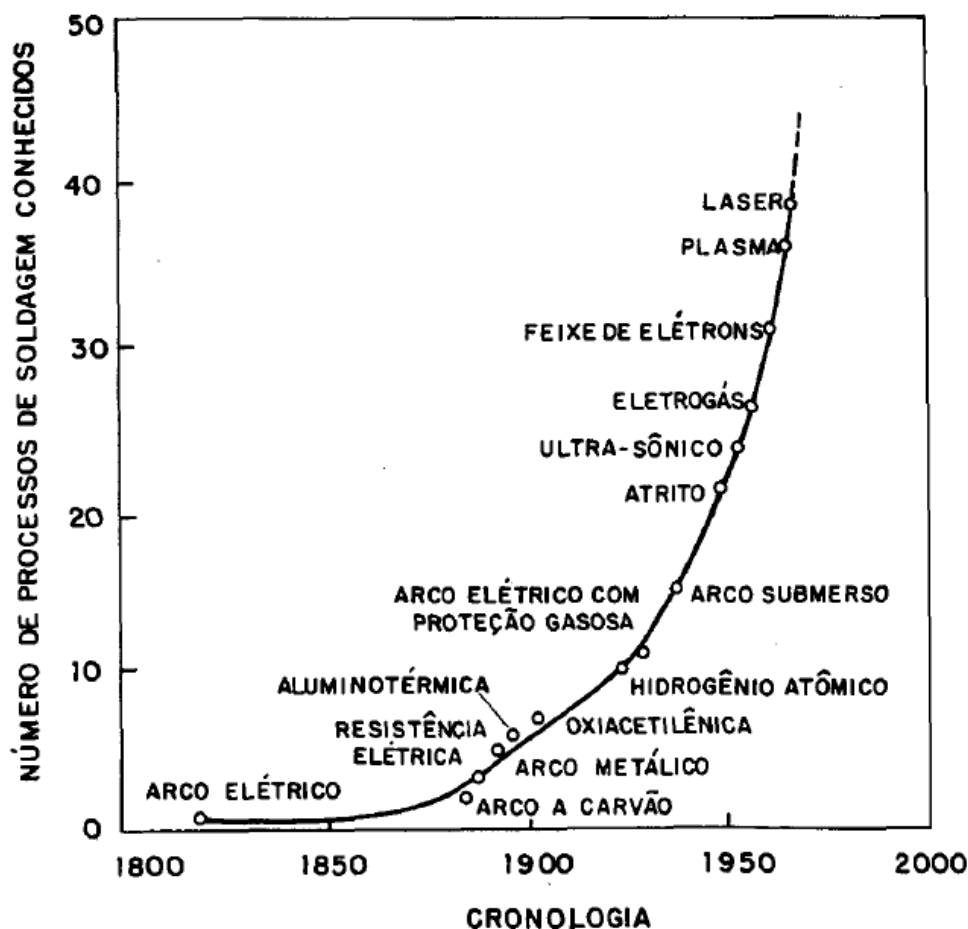
Soldagem é denominada como um processo de união entre duas partes metálicas, utilizando uma fonte de calor, podendo haver ou não aplicação de pressão. O resultado desse processo é chamado de solda (BRANDI, 2004).

A soldagem também pode ser definida como um processo que consiste na união de dois materiais por meio da fusão dos mesmos em íntimo contato, ou pela

fusão de ambos e acréscimo de outro material de adição, ou ainda, simplesmente, por contato destes materiais, nas fases sólidas ou semi-sólidas (MACHADO, 2007).

Durante a II Guerra Mundial, devido à necessidade de fabricação acelerada de produtos destinados a guerra, constata-se um grande impulso evolutivo dos processos de soldagem. Na Figura 2 é mostrado, basicamente, como se sucedeu a evolução dos processos ao longo do tempo (BRANDI, 2004):

Figura 2 - Evolução dos processos de soldagem



Fonte: BRANDI (2004)

A soldagem é considerada o mais importante método de união permanente de metais, onde, dentre os seus diversificados processos, mais de cinquenta são utilizados industrialmente. Esta importância é evidenciada quando se nota a presença de processos de soldagem e afins em inúmeras atividades industriais, além da influência que a necessidade de uma boa soldabilidade causa no desenvolvimento de novos tipos de aços e outras ligas metálicas (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2011).

Para que o desenvolvimento e o aperfeiçoamento dos processos de soldagem sejam atingidos apropriadamente devem-se considerar três áreas importantes (BRANDI, 2004):

- Projeto de produtos soldados;
- Desenvolvimento e aperfeiçoamento dos equipamentos de soldagem;
- Desenvolvimento e aperfeiçoamento de materiais, visando obter boa soldabilidade.

Os processos de soldagem são reconhecidos pela grande versatilidade e economia que propiciam, além das excelentes propriedades mecânicas que as uniões obtidas apresentam. Por isso, a grande área de atuação da soldagem são, principalmente, a dos metais e suas ligas (MACHADO, 2007).

O grande diferencial da soldagem em relação a outros métodos de união de materiais é a possibilidade que ela disponibiliza de unir as partes a serem unidas por meio de forças microscópicas ou interatômicas. Ou seja, a união é feita pela aproximação dos átomos ou moléculas das peças a serem unidas, ou destes e de outro material intermediário adicionado à junta, até que se atinja a distância necessária para que se obtenham a formação de ligações químicas, diferente de outros métodos que consistem na união por meio de forças macroscópicas, ou seja, a resistência da junta é dada, no geral, por forças de cisalhamento e atrito como, por exemplo, a parafusagem ou a rebitagem (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2011).

Cada processo de soldagem deve obedecer às seguintes condições (HOULDCROFT, 1979 apud BRANDI, 2004):

- Produzir energia suficiente capaz de unir dois materiais, sendo estes similares ou não;
- Eliminar as contaminações das superfícies a serem soldadas;
- Durante o processo deve-se evitar a contaminação da região a ser soldada pelo ar atmosférico;
- Propiciar o controle da transformação de fase, para que as propriedades desejadas na solda sejam atingidas, sejam elas físicas, químicas ou mecânicas.

Há uma grande variedade de processos de soldagem por fusão que podem ser divididos em subgrupos, por exemplo, de acordo com o tipo de fonte de energia usada no processo. Dentre estes, destacam-se os processos de soldagem a arco (fonte de energia: arco elétrico) por serem, atualmente, os de maior importância industrial. A maioria dos processos de soldagem por fusão é caracterizado pela presença de algum meio de proteção que tem como finalidade a minimização das reações que ocorrem entre o material fundido e os gases da atmosfera (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2011).

A soldagem a arco elétrico, para a maioria dos processos, pode ser descrita como um processo em que a fonte de calor é gerada por meio de um arco elétrico formado entre um eletrodo e a peça a ser soldada. Assim sendo, este arco elétrico, também conhecido como arco voltaico, é responsável pela transformação de energia elétrica em calor e pode ser produzido, por exemplo, por meio da passagem de uma corrente elétrica através de um gás (CORDEIRO, 2013).

Segundo Cordeiro (2013) dentre os processos que usam o arco elétrico para a realização da soldagem, os mais comuns são:

- SAMW, do inglês “*Shielded Metal Arc Welding*”;
- TIG, do inglês “*Tungsten Inert Gas*”;
- MIG/MAG, do inglês respectivamente “*Metal Inerte Gas*” e “*Metal Activ Gas*”;
- SAW, do inglês “*Submerged Arc Welding*”;

4.2.1 Processo MIG/MAG

Gas Metal Arc Welding (GMAW) é um processo de soldagem a arco com proteção gasosa que consiste na união de peças metálicas por meio do aquecimento destas através de um arco elétrico. Este arco é estabelecido entre um eletrodo metálico consumível e a peça de trabalho. A proteção do arco e da região da solda é realizada por um gás ou mistura gasosa, que podem ser inertes ou ativos. O processo é conhecido como MIG (*Metal Inert Gas*) e MAG (*Metal Active Gas*) que são caracterizados, respectivamente, por uma proteção inerte, ou rica em gases inertes, e por uma proteção de gás ativo, ou rico em gases ativos (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2011).

Os gases de proteção utilizados no processo MIG/MAG são, em geral, o argônio (Ar), hélio (He), nitrogênio (N₂), hidrogênio (H₂), oxigênio (O₂) e dióxido de carbono (CO₂) que podem ser empregados individualmente ou em misturas (MACHADO, 2007).

O processo MAG é destinado à soldagem de materiais ferrosos, enquanto que o processo MIG pode ser usado na soldagem de materiais ferrosos e não ferrosos, como o alumínio, o cobre, o níquel, o magnésio e suas respectivas ligas (NERIS, 2012).

As principais vantagens da soldagem MIG/MAG são (BRANDI, 2004):

- Processo semi-automático bastante versátil que pode ser adaptado a soldagem automática;
- O eletrodo nu é alimentado continuamente;
- A soldagem pode ser executada em todas as posições;
- A velocidade de soldagem é elevada;
- Taxa de deposição é elevada devido à alta densidade de corrente na ponta do arame;
- Não há formação de escória e, conseqüentemente, não se perde tempo na sua remoção, nem se corre o risco de inclusão de escória na soldagem em vários passes;
- Penetração de raiz mais uniforme que no processo com eletrodo revestido;
- Possibilidade de controlar a penetração e a diluição durante a soldagem;
- Facilidade de execução da soldagem, o soldador pode ser facilmente treinado para soldar em todas as posições.

Já, as principais desvantagens da soldagem MIG/MAG são (BRANDI, 2004):

- Maior velocidade de resfriamento por não haver produção de escória, o que aumenta a ocorrência de trincas, principalmente no caso de aços temperáveis;
- A soldagem deve ser protegida de correntes de ar;

- Como o bocal da pistola precisa ficar próximo do metal-base a ser soldado, a operação não é fácil em locais de acesso difícil;
- Projeções de gotas de metal líquido durante a soldagem;
- Grande emissão de raios ultravioleta;
- Equipamento de soldagem mais caro e complexo que o do processo com eletrodo revestido;
- Equipamento menos portátil que o do processo com o eletrodo revestido.

A falha por porosidade é comumente causada devido ao enclausuramento dos gases remanescentes derivados do próprio processo de soldagem que acabam ficando presos na zona fundida nos casos em que a velocidade de resfriamento, e consequentemente a velocidade de solidificação, acaba sendo maior que a velocidade de dissipação desses gases para a atmosfera. Como a solidificação nas extremidades da solda acaba iniciando-se mais rapidamente se comparado com a zona fundida o acúmulo de gases acaba acontecendo com frequência, apesar de haver maneiras de evitar esse tipo de falha (TREVISAN, 2007).

Uma das maneiras utilizadas para evitar essa falha, de um modo geral, seria evitar condições de soldagem que resulte em uma rápida solidificação do cordão de solda (FORTES, 2005). Como por exemplo, utilizar-se de correntes elevadas.

Entretanto, o uso de correntes muito elevadas pode levar a um aumento no nível de porosidade. Isto pode ser atribuído ao fato de que valores elevados de corrente de soldagem levam a um aumento na temperatura da poça de fusão, o que aumenta a solubilidade do oxigênio e outros gases na poça (WARREN; STOUT, 1952 apud TREVISAN, 2007).

Para que a execução do processo MIG/MAG seja possível é necessário dispor dos seguintes componentes básicos (NERIS, 2012):

- Uma fonte de energia;
- Um sistema de alimentação do eletrodo;
- Uma tocha, ou pistola, de soldagem;
- Um suprimento de gás de proteção com regulador de pressão e fluxômetro;
- O eletrodo.

Os principais consumíveis utilizados na soldagem MIG/MAG são o eletrodo, ou arame, o gás de proteção e, em alguns casos, um líquido para proteção da tocha e regiões adjacentes à solda contra adesão de respingos (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2011).

Como visto anteriormente, a soldagem pelo processo MIG/MAG é normalmente caracterizada por ser um processo semi-automático, em que a alimentação do eletrodo é feita mecanicamente, por meio de um alimentador motorizado. Assim o soldador, que também pode executar a solda por meio de equipamentos auxiliares como o tartílope, por exemplo, torna-se responsável pela iniciação e interrupção da soldagem, além de mover a tocha ao longo da junta. O arco é mantido pela alimentação contínua do eletrodo, e o comprimento do arco é, primeiramente, mantido aproximadamente constante pelo próprio sistema, independentemente dos movimentos do soldador, dentro de certos limites, nos sistemas mais comuns usados com esse processo. Assim, o calor gerado pelo arco é utilizado para fundir as peças a serem unidas e o eletrodo (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2011).

A estabilidade do processo depende de um comprimento de arco constante, e para que isso ocorra à velocidade de consumo do eletrodo deve ser, teoricamente, igual a sua velocidade de alimentação. Esse trabalho é realizado pelas fontes de energia de duas maneiras (COSTA, 2000):

- Pelo controle da velocidade de alimentação do eletrodo, que deve ser igualada à velocidade de fusão;
- Pela manutenção da velocidade de alimentação constante, permitindo variações nos parâmetros de soldagem.

O sistema alimentador do eletrodo combina funções de acionamento do eletrodo e controle de elementos como vazão de gás, fluido refrigerante, e a energia elétrica fornecida ao eletrodo. Este sistema é acionado por um motor de corrente contínua independente da fonte. A velocidade de alimentação do eletrodo está diretamente relacionada à intensidade da corrente de soldagem fornecida pela máquina de solda, dependendo das características da fonte e do processo. A movimentação do eletrodo é feita por meio de um conjunto de roletes de alimentação (COSTA, 2000).

A corrente de soldagem é de primordial importância na penetração da solda, sendo diretamente proporcional à corrente de soldagem. Um aumento ou uma diminuição na corrente aumentará ou diminuirá a penetração da solda, respectivamente. Entretanto, tem sido observado que a corrente de soldagem pode ser variada sem alteração da velocidade de alimentação do arame, particularmente através da variação da extensão do eletrodo (distância entre o bico de contato e a peça). O efeito da extensão do eletrodo na penetração da solda é de natureza oposta ao da corrente de soldagem. Um aumento na extensão do eletrodo diminuirá a corrente de soldagem e a penetração da solda e vice-versa. Em algumas aplicações muitos soldadores acham útil recorrer a essa propriedade para controlar a penetração (FORTES, 2005).

Os eletrodos para este processo são fabricados com metais ou ligas metálicas como aço inoxidável, aço com alto teor de cromo, aço carbono, aços de baixa liga, alumínio, cobre, níquel, titânio e magnésio. Além disso, eles devem apresentar composição química, dureza, superfície e dimensões controladas e normalizadas. A norma usada é dada pela *American Welding Society (AWS)* e a classificação para aço-carbono é feita por meio de um conjunto de letras e algarismos como, por exemplo, ER XXXY-ZZ. Nesse conjunto temos as letras ER que são utilizadas sempre juntas e indicam o consumível aplicável em processos de soldagem TIG, MIG, MAG e arco submerso. Os próximos dois ou três dígitos representados pela letra X referem-se à resistência à tração mínima do metal depositado em 10^3 PSI. O dígito Y pode ser um S para arame sólido, um T para arame tubular ou um C para arame indicado para revestimento duro. E por último, os algarismos representados pela letra Z indicam as classes de composição química do arame e outras características (COSTA, 2000).

Os gases de proteção utilizados na soldagem MIG/MAG, que podem ser inertes ou ativos ou, ainda, misturas destes, tem influência nas características do arco e na transferência de metal, na penetração, na largura e no formato do cordão de solda, na velocidade máxima de soldagem, na tendência ao aparecimento de mordeduras e no custo da operação (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2011).

A vazão do gás deve ser de tal formar que proporcione boas condições de proteção. Assim, em geral, quanto maior for a corrente de soldagem, maior será a poça de fusão e, portanto, maior será a área a proteger, e maior a vazão necessária (COSTA, 2000).

Os gases inertes puros são utilizados, principalmente, na soldagem de metais não ferrosos, particularmente os mais reativos, como o alumínio, o magnésio e o titânio. Para a soldagem de ferrosos, a adição de pequenas quantidades de gases ativos (contendo oxigênio) melhoram sensivelmente a estabilidade do arco (a presença de óxidos facilita a emissão de elétrons) e a transferência de metal. As misturas de gases, tanto ativos quanto inertes, em diferentes proporções, permitem melhorias nas condições de soldagem em determinadas condições (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2011).

Na Tabela 3 são mostrados os principais gases e misturas utilizados na soldagem MIG/MAG:

Tabela 3 - Gases e misturas usadas na soldagem MIG/MAG

Gás ou mistura	Comportamento químico	Aplicações
Argônio	Inerte	Quase todos os metais, exceto aço
Hélio	Inerte	Al, Mg, Cu e suas ligas. Alta penetração
Ar + He (20 - 50%)	Inerte	Idem He, mas melhor que 100% He
Nitrogênio	—	Cobre, maior energia de soldagem
Ar + 20-30% N ₂	--	Idem N ₂ , mas melhor que 100% N ₂
Ar + 1 - 2% O ₂	Ligeiramente oxidante	Aços inoxidáveis e algumas ligas de Cu
Ar + 3 - 5% O ₂	Oxidante	Aços carbono e alguns aços de baixa liga
CO ₂	Oxidante	Aços carbono e alguns aços de baixa liga
Ar + 20-50% CO ₂	Oxidante	Aços
Ar + CO ₂ + O ₂	Oxidante	Aços

Fonte: MARQUES; MODENESI; BRACARENSE (2011).

O estabelecimento do procedimento de soldagem deve levar em considerações algumas variáveis como a tensão, a corrente, a velocidade, o ângulo e deslocamento da tocha, o tipo de vazão do gás e o diâmetro e comprimento da extensão do eletrodo, conhecido como “*stick out*”. Essas variáveis afetam algumas características do cordão de solda como a penetração e a geometria, assim, por exemplo, se considerarmos todas as demais variáveis do processo constantes, um

aumento na corrente de soldagem e, conseqüentemente, aumento da velocidade de alimentação do eletrodo, causaria aumento na penetração e aumento na taxa de deposição. Assim, considerando as mesmas condições, um aumento da tensão produziria um cordão de solda mais largo e mais chato (COSTA, 2000).

O comprimento energizado do eletrodo, também denominado como "*stick out*" é definido como a distância entre a extremidade do bico de contato da tocha e a extremidade do arame em contato com o arco. Porém, como esta distância é realmente difícil de ser medida durante a operação, em geral, considera-se o "*stick out*" como sendo a distância da extremidade do bico de contato até a peça. Assim, quanto maior for esta distância, maior será o aquecimento do arame por efeito Joule e menor será a corrente necessária para fundir o arame, com a mesma velocidade de alimentação. Ainda, quanto maior for o "*stick out*" maior será a taxa de deposição mantendo-se a corrente de soldagem constante (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2011).

Além disso, baixas velocidades de soldagem resultam em cordões de solda muito largos com muito depósito de material. Contrariamente, altas velocidades produzem cordões estreitos com pouca penetração. Outro fator importante a se considerar é a extensão livre do eletrodo, que é a distância entre o último ponto de contato elétrico e a ponta do eletrodo ainda não fundida. Este fator é importante porque quanto maior for essa distância, maior será o aquecimento do eletrodo e, devido à resistência elétrica do material, menor será a corrente necessária para fundir o eletrodo (COSTA, 2000).

Por outro lado, deve-se considerar também que velocidades de soldagem mais baixas e conseqüentemente, um maior depósito de metal fundido à solda, podem causar um efeito de almofadamento do metal base, o que pode ser um fator importante para a redução na penetração durante o processo. Contrariamente, com maiores velocidades de soldagem isto pode ser minimizado, já que, o tempo para que o calor gerado pelo arco funda substancialmente a região apropriada do metal base é reduzido (FORTES, 2005).

4.3 FLUXO TÉRMICO

Na soldagem por fusão trabalha-se com fontes de calor de elevada temperatura e concentradas sobre uma região da peça, as quais, ao serem deslocadas ao longo da junta, resultam na formação da solda pela fusão e solidificação localizadas da junta. Esta aplicação de calor e seu desenvolvimento na peça podem ser denominados como fluxo térmico sendo ele responsável por gerar, em pequenas regiões, temperaturas elevadas, altos gradientes térmicos, variações bruscas de temperaturas e, conseqüentemente, extensas alterações de microestrutura e propriedades, em um pequeno volume de material (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2011).

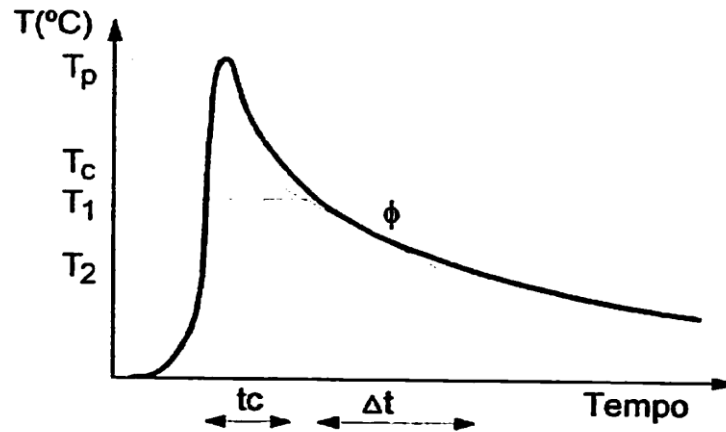
De acordo com Marques, Modenesi, Bracarense (2011), o fluxo térmico na soldagem pode ser dividido, de maneira simplificada, em duas etapas básicas:

- Fornecimento de calor à junta: nesta primeira etapa, um parâmetro importante para caracterizar o processo é o aporte térmico, conhecida como energia de soldagem, definido como a quantidade de energia fornecida à junta por unidade de comprimento da mesma.
- Dissipação deste calor pela peça: nesta segunda etapa, a dissipação do calor ocorre principalmente por condução, na peça, das regiões aquecidas para o restante do material.

O fluxo térmico durante o processo de soldagem pode afetar fortemente as transformações de fase durante a soldagem e, assim, a microestrutura resultante e as propriedades do material. O fluxo térmico é igualmente responsável pelas tensões residuais e distorções (KOU, 2003).

Cada ponto do material localizado próximo à junta experimentará uma diferente variação de temperatura devido à passagem da fonte de calor, como mostra a Figura 3. Esta curva é chamada de “ciclo térmico de soldagem” e pode ser considerada como o “tratamento térmico” que o ponto sofreu durante a soldagem (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2011).

Figura 3 - Ciclo térmico da soldagem



Fonte: Marques, Modenesi, Bracarense (2011)

Onde T_p (temperatura de pico) é a temperatura máxima atingida pelo ponto, t_c (tempo de permanência) é o tempo em que o ponto fica submetido a temperaturas superiores a uma temperatura mínima (temperatura crítica, T_c) para ocorrer uma alteração microestrutural ou de propriedades significativas no material, e ϕ (velocidade de resfriamento) é obtida pela derivada (ou inclinação) em uma determinada temperatura (T) da curva de resfriamento. Alternativamente, é comum caracterizar o resfriamento de uma solda pelo tempo necessário (Δt) para a solda se resfriar de uma dada temperatura (T_1) até outra (T_2). Para soldagem de aços, as temperaturas consideradas são, em geral, 800 e 500 °C.

4.3.1 Determinação da Energia de Soldagem e da Taxa de Resfriamento

A energia de soldagem, definida como sendo a energia liberada pela fonte de calor por unidade de comprimento da solda, é útil na avaliação dos efeitos metalúrgicos da operação de soldagem sobre o material soldado e na comparação de diferentes procedimentos e processos de soldagem. Nesse último caso, a energia líquida de soldagem, também chamada de calor imposto (*heat input*) é um parâmetro mais adequado (MARQUES; MODENESI, 2014). Esses parâmetros são definidos como:

$$H = \frac{1}{vT} \int_0^T VI dt \approx \frac{VI}{v} \quad (1)$$

$$H_L = \eta H \quad (2)$$

onde H é a energia de soldagem, em J/cm; V é a tensão de soldagem, em Volts; I é a corrente de soldagem, em Ampères; v é a velocidade de soldagem, em cm/s, H_L é a energia líquida de soldagem, em J/cm e η é um fator adimensional de rendimento, que depende do processo, dos parâmetros de soldagem e de diversos outros aspectos, incluindo as propriedades físicas dos materiais e a geometria das peças (AMERICAN WELDING SOCIETY, 2001). Frequentemente, o uso da aproximação indicada na equação 1 é razoável (MARQUES; MODENESI, 2014). A Tabela 4 apresenta alguns valores para o rendimento térmico (η).

Tabela 4 - Valores típicos para η

Processo	H
Eletrodo Revestido	0,65 – 0,85
MIG/MAG (GMAW)	0,65 – 0,85
TIG [GTAW (CC+)]	0,50 – 0,80
TIG [GTAW (CA)]	0,20 – 0,50
Arco Submerso (SAW)	0,80 – 0,99
Oxi-gás	0,25 – 0,80

Fonte: Kou, 2003

A velocidade de resfriamento (R) da junta soldada a uma dada temperatura ou o tempo de resfriamento (Δt) entre duas temperaturas, geralmente 800 e 500 °C ($\Delta t_{8/5}$) para aços, são características importantes do ciclo térmico de soldagem, pois influenciam fortemente a microestrutura (MARQUES; MODENESI, 2014), e podem ser estimados por:

$$R_g = \frac{2\pi k(T - T_0)^2}{H_L} \quad (3)$$

$$R_f = 2\pi k\rho C \left(\frac{h}{H_L}\right)^2 (T - T_0) \quad (4)$$

$$(\Delta t_{8/5})_g = \frac{H_L}{2\pi k} \left(\frac{1}{500 - T_0} - \frac{1}{800 - T_0} \right) \quad (5)$$

$$(\Delta t_{8/5})_f = \frac{(H_L)^2}{2\pi k\rho C h^2} \left(\frac{1}{(500 - T_0)^2} - \frac{1}{(800 - T_0)^2} \right) \quad (6)$$

onde k é a condutividade térmica do material, em J/(cm·s·°C), T e T_0 são, respectivamente, a temperatura (°C) na qual se quer estimar a velocidade de resfriamento e a temperatura inicial da chapa, ρ é a densidade do material, em g/cm³; C é o calor específico do material, em J/(g·°C) e h é a espessura da peça, em mm. O subscrito “ g ” se refere a uma chapa “grossa”, isto é, soldagem de penetração

parcial e fonte de calor pontual, condições de condução de calor essencialmente tridimensionais e o subscrito “f” se aplica à soldagem de chapas “finas”, isto é, com passe de penetração total e fonte de calor linear, fluxo de calor bidimensional (MARQUES; MODENESI; SANTOS, 2012).

A espessura crítica, que distingue entre as condições de resfriamento de “chapa fina” e chapa grossa, pode ser estimada, para a velocidade de resfriamento, por (AMERICAN WELDING SOCIETY, 2001):

$$h_c = \sqrt{\frac{H_L}{\rho C(T-T_0)}} \quad (7)$$

Para o tempo de resfriamento, a espessura crítica é dada por (MARQUES; MODENESI, 2014):

$$(h_c)_{T1/T2} = \sqrt{\frac{H_L}{2\rho C} \left[\frac{1}{T_2-T_0} + \frac{1}{T_1-T_0} \right]} \quad (8)$$

A American Welding Society (2001), AWS, recomenda que a equação para resfriamento em chapa fina, equação 4, seja aplicada para $h/h_c < 0,6$ e a equação para chapa grossa, equação 3, para $h/h_c > 0,9$. Para valores de h/h_c entre 0,6 e 0,9, a AWS recomenda considerar que a velocidade de resfriamento tenha um valor intermediário entre obtidos pelas equações dos dois regimes de escoamento de calor. Para o tempo de resfriamento entre 800 e 500°C, a equação 5 seria aplicável para $h/(h_c)_{T1/T2} > 1$ e a equação 6 para valores $h/(h_c)_{T1/T2} < 1$ (MARQUES; MODENESI, 2014). A Tabela 5 mostra valores típicos de k , ρ e C para alguns materiais.

Tabela 5 - Valores típicos de k , ρ e C para alguns materiais

Material	K [J/(cm.s.°C)] a aprox. $T_f/2$	ρ (g/cm ³)	C [J/(g °C)] a 20°C
Aço Carbono	0,54	7,83	0,46
Aço Inoxidável	0,16	7,82	0,46
Alumínio	2,30	2,65	0,85
Cobre	3,50	8,95	0,38
Magnésio	1,60	1,76	1,01

Fonte: Marques e Modenesi (2014)

Outra temperatura importante é a temperatura máxima (temperatura de pico) atingida em um ponto da junta durante a deposição de um cordão de solda, que

pode ser útil, por exemplo, para estimar a extensão da zona termicamente afetada (ZTA). Para a condição de resfriamento de chapa fina (f), essa temperatura pode ser calculada por:

$$\frac{1}{T_p - T_0} = \frac{0,0413\rho Chy}{H_L} + \frac{1}{T_f - T_0} \quad (9)$$

onde T_p é a temperatura máxima ou de pico, em °C, que se deseja estimar; y é a distância da região de interesse à linha de fusão, em mm; T_f é a temperatura de fusão do material, em °C e os demais termos têm os mesmos significado e unidades já descritos. Kou (2003) indica a utilizar a temperatura como valor de T_f como sendo aproximadamente 1523,7°C para aços carbonos.

Expressões alternativas, considerando o tipo de escoamento de calor, isto é, como já descrito, para soldas de penetração total em um único passe (f) e para soldas de penetração parcial em chapas espessas (g) são:

$$(T_p)_f = T_0 + \left(\frac{2}{\pi e}\right)^{1/2} \frac{H_L}{2\rho CHy} \quad (10)$$

$$(T_p)_g = T_0 + \left(\frac{2}{\pi e}\right) \frac{H_L}{2Cr_x^2} \quad (11)$$

Nestas equações, diferentemente do adotado na equação 9, as distâncias (y e r_x) são tomadas em relação ao centro da solda. Além disto, “e” é o número de Euler, base dos logaritmos neperianos, cujo valor é aproximadamente 2,718. As três equações anteriores foram obtidas a partir de variantes simplificadas das equações de fluxo de calor em soldagem que consideram a liberação instantânea da energia de soldagem por uma fonte na forma de uma linha (chapa grossa – caso “g”) ou de um plano (chapa fina – “f”). Assim, elas são aproximações mais adequadas para a soldagem com potência e velocidade elevadas, que melhor se aproximam da hipótese de liberação instantânea de calor usada na obtenção desses modelos. Essa limitação é mais um fator a ser considerado quando se usa essas equações (MARQUES; MODENESI, 2014).

Durante a fusão de soldagem, o ciclo térmico produzido pela fonte de calor em movimento causa mudanças de estado físico e estresse térmico transiente, causado pela variação brusca de temperatura. Depois que a soldagem é

completada, o produto acabado pode conter descontinuidades físicas que são devidas a solidificação excessivamente rápida, ou adversa microestruturas que são devidas ao resfriamento inadequado, ou stress residual e distorção que são devido à existência de deformações plásticas incompatíveis (TSAI; TSO, 1993).

4.4 MICROESTRUTURA

Em alguns metais esse resfriamento inadequado, ou solidificação rápida, contribui para a formação de microestruturas prejudiciais na região da solda, como a martensita, microconstituente de alta dureza e baixa ductibilidade que pode vir a trincar durante o resfriamento. Para estes casos, utiliza-se do pré-aquecimento aumentando a temperatura do metal vizinho à solda, de tal modo que o gradiente de temperatura, ou a diferença de temperatura, entre a solda e sua vizinhança fique reduzido. O resultado é que a zona de soldagem aquecida resfria-se mais lentamente, visto que a taxa de resfriamento é diretamente proporcional ao gradiente de temperatura entre as massas quente e fria. Assim, o pré-aquecimento da junta a ser soldada é uma maneira de reduzir a taxa de resfriamento do metal mantendo o teor de martensita a um nível menor. A temperatura de pré-aquecimento pode variar de 50 °C a 540 °C, sendo mais comumente aplicada na faixa de 150 °C a 200 °C (FORTES, 2005). Ou seja, as velocidades de resfriamento desempenham um importante papel qualitativa e quantitativa sobre os produtos da transformação da austenita (XAVIER, 2014).

O aquecimento do aço até o estado austenítico, seguido de resfriamento brusco, é conhecido como têmpera, que consiste no arrefecimento desde o estado austenítico a uma velocidade tal que a reação eutetóide seja inibida, levando a formação de uma solução sólida de ferro saturada em carbono, sendo a rede do solvente deformada pelos átomos de soluto, fator que provoca um considerável aumento de resistência. A solução sólida assim formada é conhecida como martensita, sendo muito resistente e frágil (CARDOSO, 2010).

A têmpera é um efeito que aparece no processo de soldagem, pois envolve altas taxas de resfriamento em um curto período de tempo, sendo que boa parte da zona fundida e da afetada pelo calor transforma-se em martensita que fragiliza o cordão e deforma a peça (CALLISTER, 2007). Tais inconvenientes podem ser atenuados através de cuidados, possíveis de se aplicar após a soldagem, buscando

o prolongamento da taxa de resfriamento. Como por exemplo, adição de cal após a soldagem, utilização de manta térmica, resfriar ao forno, entre outros.

Xavier (2014) fez um estudo sobre o efeito da velocidade de resfriamento sobre a transformação da austenita em um aço AISI 4340, e dois resultados estão sumarizados a seguir.

1. A dureza da bainita foi influenciada pela velocidade de resfriamento, ou seja, menores velocidades de resfriamento implicaram em uma menor dureza para esse microconstituente, podendo esse resultado ser atribuído à formação de maior quantidade de bainita superior em relação à bainita inferior.
2. Diferentemente da bainita, a dureza da martensita não foi praticamente afetada pela mudança na velocidade de resfriamento, variando muito pouco em torno de um valor médio. Este resultado está coerente, pois a dureza da martensita depende, principalmente, do teor de carbono do aço.

A martensita é formada quando ligas de ferro, após serem austenitizadas, são resfriadas rapidamente (como no tratamento térmico de têmpera), se transformando em uma estrutura monofásica tetragonal de corpo centrado. Os elementos de liga presentes em um determinado tipo de aço determinam sua temperabilidade, ou seja, qual a velocidade de resfriamento necessária, a partir da temperatura de austenitização, para que toda a austenita se transforme em martensita (CARDOSO, 2010).

A martensita cuja estrutura é TCC (tetragonal de corpo centrado) é uma solução sólida supersaturada em carbono que fica preso à rede, distorcendo um de seus eixos, o que leva a um aumento da dureza da martensita (VALE, 2011).

Estritamente falando, a martensita é a estrutura que confere a maior resistência ao aço, mas raramente é usada nessa condição, devido ao grande nível de tensões internas que estão associadas ao processo de transformação e que tornam o material extremamente frágil. A morfologia apresentada pela martensita depende do teor de carbono do aço. Em aços baixo-carbono, a martensita se apresenta na forma de ripa, agrupada em grandes pacotes ou feixes, com sua subestrutura composta por alta densidade de discordâncias e organizada na forma de células. Nos aços alto-carbono, com a temperatura situada abaixo da

temperatura ambiente, a martensita se apresenta na forma de placa, consistindo de maclas muito finas, enquanto que, no caso de aços com médio teor de carbono, a situação se torna mais complexa, desde que uma mistura de martensita tipo ripa e placa pode ser encontrada (XAVIER, 2014; SILVA e MEI, 1988).

A austenita, resfriada moderadamente até perto de 300°C, não fornece meios para a formação da estrutura perlítica, tendo em vista que a difusão do carbono nessa temperatura é prejudicada. O ferro, nas condições citadas, ao tentar passar de CFC (cúbica de face centrada) para CCC (cúbica de corpo centrado), forma plaquetas descontínuas de cementita e cristais de ferrita. Tal estrutura é denominada bainita. A estrutura bainítica tem dureza e resistência mecânicas comparáveis a martensita revenida. Os carbonetos ficam dispersos na bainita em função da dificuldade de difusão do carbono (VALE, 2011).

Os valores de dureza e resistência à tração da bainita são maiores que os da perlita, pois suas partículas de ferrita e cementita são menores. Para a dureza, são encontrados valores médios entre 375 e 550 HV e sua principal característica é a maior tenacidade, quando comparada à martensita (CALLISTER, 2007).

A microestrutura bainítica consiste de finas placas de ferrita que crescem de forma agrupada em forma de feixes, sendo que o tipo e as propriedades da bainita formada dependem de inúmeros fatores, podendo se mencionar a espessura dessas placas, bem como da morfologia e da distribuição dos carbonetos presentes e até da densidade de discordâncias na estrutura. A bainita formada em temperaturas mais elevadas, também denominada bainita superior, consiste de agulhas ou ripas de ferrita que crescem para dentro da austenita em uma forma similar à estrutura Widmanstätten, com a cementita precipitada entre elas. Quando a transformação ocorre em temperaturas mais baixas, a morfologia da bainita modifica de ripas para placas com a dispersão dos carbonetos, tornando-se muito mais fina, sendo essa nova forma morfológica, geralmente, denominada bainita inferior, a qual se assemelha à martensita revenida (XAVIER, 2014).

4.4.1 Análise da Microestrutura

Para observar as fases presentes em um aço, faz-se o polimento da amostra até que a mesma fique “como espelho”, seguindo-se um ataque químico apropriado.

As amostras apenas polidas e não atacada revela descontinuidades como trincas, poro, inclusões, entre outros. Na amostra atacada quimicamente consegue-se observar tanto as fases como sua distribuição, o que permite avaliar aspectos estruturais de fabricação (regiões afetadas pelo calor da soldagem, linhas de deformação ocorridas no forjamento) e características como segregações (SILVA e MEI, 1988).

Um dos reagentes químicos mais empregados para aços carbono é o nital, que consiste em uma mistura de 0,5 a 2% de ácido nítrico diluído em álcool etílico (SILVA; MEI, 1988). Para aços carbono fornece contraste máximo entre perlita e ferrita ou rede de cementita, revela contornos ferríticos; distingue ferrita de martensita (MARQUES; MODENESI; SANTOS, 2012).

O nital também pode ser usado para realçar características da bainita e martensita através de escurecimento dessas estruturas. Porém, dependendo dos parâmetros de tratamentos térmicos ao qual o aço tenha sido submetido, a presença de microestruturas mais complexas, contendo outras fases além da ferrita e martensita, torna difícil a observação dessas estruturas em microscópio óptico, após ataque com nital (SOUZA, 2008).

Uma opção para observar as fases dos aços é a técnica de metalografia colorida, que geralmente englobam componentes à base de metabissulfitos e triossulfato. Combinações de técnicas de ataques químicos, assim como, variações dos tipos e quantidades de reagentes, podem ser aplicadas para possibilitar a análise simultânea das características específicas e diferentes fases constituintes dos aços.

Uma dessas combinações é nomeda de LePera. Segundo Souza (2008) o ataque químico LePera é utilizado para revelar a microestrutura de aços multifásicos.

Segundo Anazawa (2007), a utilização do reagente LePera modificando suas proporções originais proporciona melhores resultados na distinção entre as fases ferrita, bainita e o constituinte formado pelas fases martensita e austenita retida de um aço AISI 300M com estrutura multifásica. Dessa forma, as quantidades do reagente I e II, que compõem o reagente LePera, podem ser alteradas, realizando

ajustes de proporção até que as amostras submetidas ao ataque químico revelem a ferrita em azul, a bainita em marrom e a martensita e austenita retida em branco, sendo a proporção mais adequada de 2:1 (solução de metabissulfito de sódio: solução de ácido pícrico).

O ataque químico LePera Modificado visa a perfeita identificação e quantificação das fases ferrita, bainita, martensita e austenita retida, em aços baixo carbono microligado com estrutura multifásica, por meio de microscopia óptica (SOUZA, 2008).

4.5 MÉTODO ESTATÍSTICO TAGUCHI

O Método Taguchi Estatístico permite avaliar como diferentes parâmetros afetam a média e a variância de uma característica específica de desempenho de um processo através de experimentos que envolvem o uso de matrizes ortogonais, para organizar os parâmetros que afetam o processo e os níveis que devem ser variados. Isso possibilita a realização da coleta de dados necessária para determinar quais são os fatores que mais influenciam a qualidade do produto, com uma quantidade mínima de experimentos, poupando assim, tempo e recursos (LIRA, 2012; TAGUCHI et. al., 1990).

No geral, a análise dos resultados pode ser feita de duas maneiras diferentes, sendo elas por meio de gráficos ou pela análise de variância (BEHENE, 2014).

As respostas obtidas por este método permitem verificar de forma gráfica a influência dos fatores estudados sobre as médias, a intensidade dessa influência e qual nível influencia positivamente a resposta. Já a análise da variância, resultante da comparação das médias das respostas do arranjo ortogonal, calculado sobre a soma das respostas para cada nível em cada fator, revela se existe significância nos fatores, permitindo assim haver uma validação estatística da interpretação dos gráficos de influência (LIRA, 2012; TAGUCHI et. al., 1990).

É possível analisar cada fator independentemente para a mesma resposta, bem como qual o nível deste fator que produz o melhor resultado nesta resposta (BEHENE, 2014).

5 DESENVOLVIMENTO EXPERIMENTAL

5.1 METODOLOGIA DE PESQUISA

A pesquisa experimental iniciou-se a partir da confecção e realização das soldas em vinte e sete Corpos de Prova (CP) de mesma dimensão, sendo que cada um deles foi submetido a um único passe de solda. Para a execução dos passes de solda em cada CP foi selecionado um conjunto de três parâmetros distintos, sendo eles a corrente, a temperatura de pré-aquecimento e a velocidade do passe.

Os parâmetros de velocidade e as correntes de soldagem foram determinados com base em um estudo realizado por Pukasiewicz e Santi (2014) juntamente com os pré-testes para a obtenção de um cordão de aspecto visual satisfatório, incluindo também uma variação razoável dos parâmetros para observar a sua influência.

Em relação aos parâmetros de pré-aquecimento, segundo Guimenes (1997), é recomendado utilizar uma temperatura de pré-aquecimento de 300 a 350 °C para a soldagem de um aço SAE 4340. Desta maneira foram utilizadas duas temperaturas de pré-aquecimento, uma de aproximadamente 150°C e outra de aproximadamente 330°C, para que se pudesse observar com maior disparidade a influência desta variável nas soldas. Também foi realizada a solda em corpos de prova que não haviam sido pré-aquecidos a uma temperatura mais alta específica, sendo soldados estando a uma temperatura inicial ambiente de aproximadamente 25°C.

Esses parâmetros foram variados entre si com o auxílio do método Taguchi replicado três vezes cada variação como descrito na Tabela 6, e executada a soldagem nessa ordem de variação.

Tabela 6 - Variação dos parâmetros de soldagem através do método Taguchi

CP	Pré-aquecimento (°C)	Corrente (A)	Velocidade (cm/min)
1	25	160	40
2	25	160	40
3	25	160	40
4	25	190	50
5	25	190	50
6	25	190	50
7	25	210	60
8	25	210	60
9	25	210	60
10	150	160	50
11	150	160	50
12	150	160	50
13	150	190	60
14	150	190	60
15	150	190	60
16	150	210	40
17	150	210	40
18	150	210	40
19	330	160	60
20	330	160	60
21	330	160	60
22	330	190	40
23	330	190	40
24	330	190	40
25	330	210	50
26	330	210	50
27	330	210	50

Fonte: Autoria própria

Após a finalização das soldas e o resfriamento ao natural, foram removidos os babadores e realizadas etapas convencionais de preparação, que estão detalhadas nos próximos tópicos, para as análises dos CPs. Foram adotados ataques químicos com Nital 10% para revelação macroestrutural, para que fosse possível realizar as análises de microdureza e macroestrutural. Os ensaios de microdureza foram realizados, buscando relações entre os valores de dureza obtidos e o conjunto de valores de parâmetros utilizados em cada CP específico. Essas relações entre dureza e o conjunto de parâmetros utilizados para cada CP foram também analisadas por meio do método Taguchi.

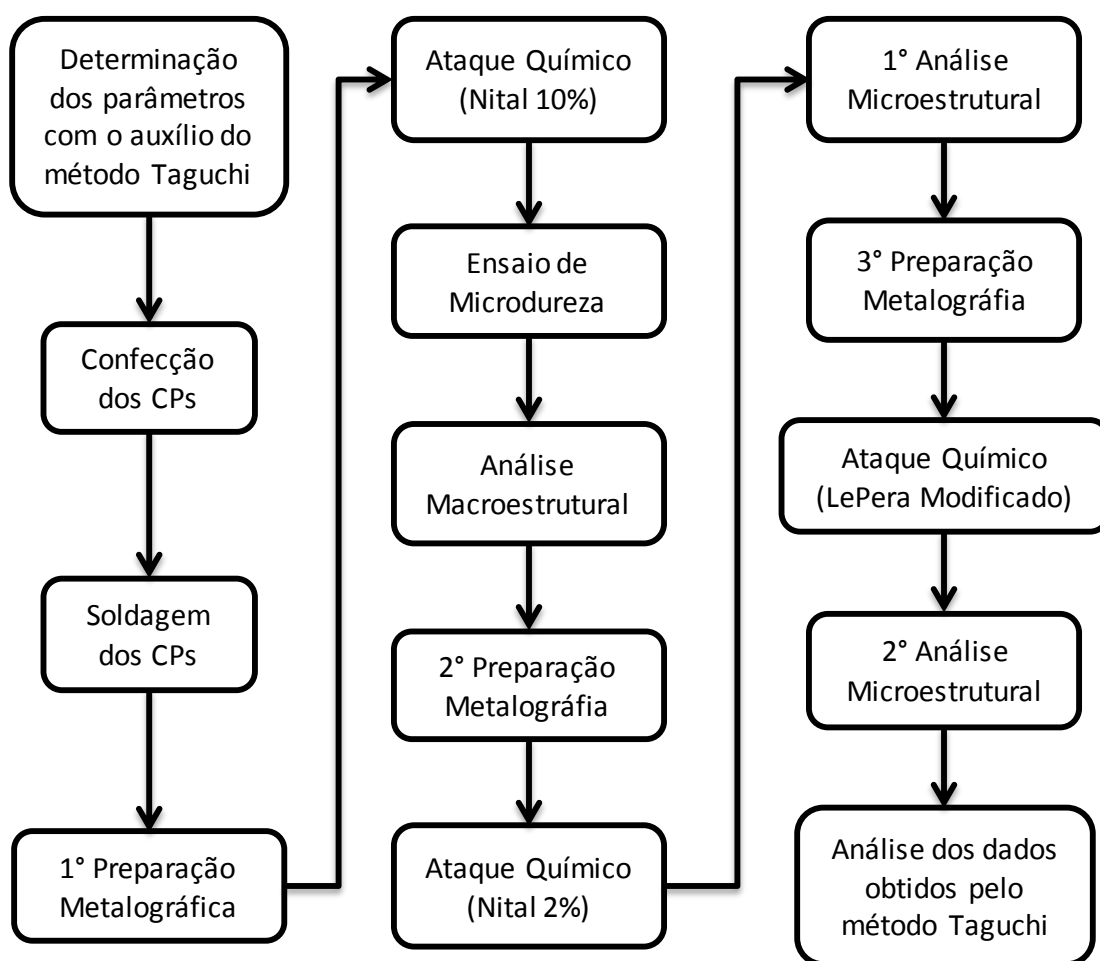
Além disso, foram adotados ataques químicos com Nital 2% e LePera Modificado, realizados separadamente, para uma avaliação microestrutural

buscando verificar a presença de alterações microestruturais relevantes para as características do metal.

A microestrutura foi analisada através do microscópio óptico (MO) da marca Olympus BX51M. E a macroscopia para observar e medir o cordão de solda com auxílio de uma lupa óptica (LO) da marca Motic modelo SMZ168 e do software Image-Pro Plus.

Através dos resultados obtidos nas análises e com o auxílio do software Minitab para a utilização do método Taguchi, foi possível a obtenção de gráficos que representa o comportamento da resposta das análises de acordo com a variação dos parâmetros. Esses gráficos foram discutidos com auxílio da fundamentação teórica para entender esse comportamento e obter conclusões. A Figura 4 mostra o fluxograma do desenvolvimento experimental.

Figura 4 - Fluxograma do desenvolvimento experimental



5.2 MATERIAL UTILIZADO E SOLDAGEM

5.2.1 Material Utilizado

Para o metal de base foi escolhido o aço carbono de baixa liga SAE 4340 na qual sua composição química, segundo verificação em espectrometria de emissão óptica no equipamento SHIMADZU PDA 7000, é mostrada na Tabela 7. Os teores de manganês, silício, cromo, níquel e molibdênio, presentes no aço SAE 4340, estão em conformidade com a composição química padronizada. O teor de carbono está dentro do limite especificado pela norma, apresentada anteriormente. A presença de enxofre e fósforo, que são considerados como impurezas, encontram-se dentro dos limites esperados.

Tabela 7 – Resultado da composição química do material de base obtido através de espectrometria de emissão óptica

Elementos de liga	% em peso	Faixa padronizada (%)
Carbono	0,39015	0,38 – 0,43
Silício	0,22962	0,15 – 0,35
Manganês	0,67834	0,60 – 0,80
Fósforo	0,00589	≤ 0,035
Enxofre	0,00501	≤ 0,040
Cromo	0,80839	0,70 – 0,90
Níquel	1,6476	1,65 – 2,00
Molibdênio	0,224	0,20 – 0,30

Fonte: Autoria própria

Para a confecção dos corpos de prova, foi utilizada uma chapa de aço SAE 4340 com 8 mm de espessura, cortada na guilhotina da marca CLARK modelo TB25 6 e posteriormente em um policorte da marca Arotec modelo Aropol E, obtendo dimensões finais de aproximadamente 30 mm de largura, 40 mm de comprimento.

Também foram confeccionados babadores de aço SAE 1020, sendo estes colocados nas extremidades dos CPS, para assegurar que as regiões mais instáveis do processo de soldagem que são o início e o fim da execução do cordão de solda, estejam sobre eles. Deste modo, o cordão de solda feito nos CPs ficou mais estável, garantindo que durante os momentos de maiores instabilidades do arco a solda estivesse sob os babadores.

Os babadores foram cortados na guilhotina com dimensões de aproximadamente 25 mm de largura, 30 mm de comprimento e 5 mm de espessura. A diferença de espessura entre as duas chapas poderia acarretar uma instabilidade

no arco, assim sendo, foi utilizada mais duas chapas de aproximadamente 3 mm de espessura abaixo dos babadores para compensar a diferença de altura durante o processo de soldagem.

Como material de adição foi utilizado ER80S-G, encontrado na forma de arame com um diâmetro de 1,2 mm.

5.2.2 Equipamento Utilizado na Soldagem

Os equipamentos utilizados para realizar a soldagem foram, a máquina para processo MIG/MAG da marca ESAB, modelo Smashweld 315 que permite trabalhar com faixas de tensão do arco elétrico de 20 a 30 V e amperagem de 50 até 315 Ampères. Além disso, para realização da soldagem foi utilizado um sistema de movimentação automática da tocha de soldagem, modelo Tartilope V1, com capacidade de movimentação no eixo X. Este equipamento permite selecionar uma velocidade de soldagem, a qual se mantém constante durante a deposição, possibilitando a obtenção de um cordão de solda uniforme, sem variações na velocidade e na altura entre a tocha e a peça. Esses equipamentos estão localizados no laboratório de soldagem da UTFPR campus Ponta Grossa.

A tocha foi fixada no Tartilope o que permitiu que ela se mantivesse sob um ângulo de incidência de 90° em relação à peça a ser soldada. As velocidades foram definidas com base em pré-testes, buscando uma geometria adequada do cordão e eficiência para a realização do estudo e do processo.

O resfriamento após a realização das soldas nas amostras foi à temperatura ambiente sem sofrer interferência de qualquer outro tipo de processo de resfriamento forçado. A velocidade de resfriamento foi calculada através da fundamentação teórica, como houve a variação dos parâmetros ocorreu também a variação da taxa de resfriamento. Assim foi determinada uma faixa de velocidade de resfriamento.

5.2.2.1 Modelo matemático para determinação da taxa de resfriamento

Primeiramente foi preciso calcular a energia de soldagem (H), para cada configuração da máquina, através da forma simplificada da equação 1. Com a equação 2 foi calculado a energia líquida de soldagem (H_L), que é função do

rendimento (η) fornecido através de uma faixa de valores na Tabela 4, utilizou-se os valores mínimos e máximos, para o processo MAG, de maneira que abrangesse uma maior faixa de taxa de resfriamento.

Para determinar o tipo de fluxo térmico, ou seja, chapa “fina” ou chapa “grossa”, utilizou-se a equação 7 juntamente com a relação h/h_c , onde o $h = 8\text{mm}$. Para maioria dos resultados o valor dessa relação foi $< 0,6$, sendo assim, adotou-se a equação 3 para o cálculo da velocidade de resfriamento, Utilizando $T = 720^\circ\text{C}$, pois é a partir dessa temperatura que começa as linhas de taxa de resfriamento no diagrama CCT. Já os valores das constantes, foram utilizados os mesmos apresentados na revisão bibliográfica, alguns se encontra na tabela 5 como sendo os valores para o aço carbono. Outros valores fixos como, por exemplo, a tensão pode ser encontrada a seguir.

5.2.3 Condições de Soldagem

Foram utilizados três tipos de parâmetros distintos em três níveis diferentes, sendo que, durante cada etapa do processo, para cada novo corpo de prova soldado, também havia parâmetros fixos mantidos como padrões durante a realização dos cordões de solda. Os parâmetros fixos são mostrados na Tabela 8.

Tabela 8 - Parâmetros para a soldagem utilizando tensão contínua

Gás de proteção	Distância entre a tocha e o CP (mm)	Tensão média (V)
Ar+25%CO ₂	7	19

Fonte: Autoria própria

Na primeira etapa de pré-aquecimento os corpos de prova selecionados a serem pré-aquecidos na estufa disponibilizada pela UTFPR-PG, foram submetidos a uma temperatura de 180°C . Considerando a ocorrência de perda de calor natural presente no próprio equipamento e da ocorrida durante o deslocamento dos corpos de prova até o local onde as soldagens foram realizadas, comprovadas por meio de um termopar, esses corpos de prova foram soldados à aproximadamente 150°C .

Já, a segunda etapa de pré-aquecimento foi realizada por meio de um aquecedor indutivo que elevou a temperatura dos corpos de prova até aproximadamente 360°C , o que permitiu que a temperatura de pré-aquecimento até a realização da soldagem se mantivesse o mais próximo possível de uma temperatura entre 300°C e 350°C . Antes da realização da soldagem, a temperatura

desses corpos de prova também foi mensurada por meio do termopar que indicou temperaturas próximas a de 330° C.

O parâmetro referente à distância do bico de contato em relação à peça foi determinado através da literatura, utilizada na construção do presente trabalho, e pré-testes. Já, a vazão do gás de proteção foi estabelecida de forma semelhante à do bico de contato, através da literatura.

Monitorou-se a tensão e a corrente utilizadas no processo através de dois sensores por efeito hall, sensor LV 20-P, que foi utilizado para medir a tensão, e o sensor LF 505-S, que foi utilizado para medir a corrente.

Foi realizado um único passe de solda em cada corpo de prova para a realização do estudo referente à influência dos três principais parâmetros variáveis citados anteriormente. A Figura 5 mostra a utilização dos babadores e o aspecto do cordão de solda após a realização da soldagem em um dos CPs.

Figura 5 - Cordão após a soldagem



Fonte: Autoria própria

5.3 ANÁLISES REALIZADAS NOS CPS

Para a etapa de avaliação da qualidade do cordão de solda e das propriedades obtidas na ZTA depois de finalizado a etapa de soldagem, foi realizado os ensaios descritos a seguir em cada um dos 27 CPs.

5.3.1 Preparação das Amostras Metalográficas

As técnicas utilizadas para a preparação das amostras metalográficas para microscopia e macroscopia óptica seguem as etapas convencionais de seccionamento, lixamento e polimento. Essas etapas foram realizadas no Laboratório de Metalografia do Departamento de Revestimento e Soldagem dos institutos LACTEC e são descritas detalhadamente a seguir:

- Seccionamento: as amostras foram cortadas na metade para análise metalográfica, em uma seccionadora convencional modelo AROCOR 100 fabricada pela AROTEC Industria e Comércio SA, utilizando-se de um disco de corte abrasivo para materiais extraduros.

- Lixamento: no processo de lixamento foram utilizadas lixas d'água com granulometrias 100, 220, 320, 400, 600, 800 e 1200 mesh, sucessivamente para o acabamento da superfície das amostras. A avaliação qualitativa da superfície lixada foi controlada através de um microscópio óptico de bancada. A cada mudança de lixa, as amostras sofreram rotação de 90°, passando-se para uma lixa com menor tamanho de grão dos abrasivos somente quando a superfície observada se apresentava praticamente isenta de riscos gerados pelo processo anterior de lixamento. Nesta etapa, a cada interrupção do lixamento para análise da superfície, a limpeza das amostras foi feita em água corrente e secagem com jato de ar frio.

- Polimento: o polimento da superfície das amostras foi realizado na POLITRIZ de modelo AROPOL E da marca AROTEC, em rotação de 600 rpm, com pano para polimento metalográfico e alumina 1 µm misturada com água destilada. A avaliação qualitativa da superfície polida também foi controlada com auxílio de um microscópio óptico de bancada, objetivando-se uma superfície plana e com ausência de riscos. Nesta etapa, a limpeza das amostras foi feita com água destilada sucedido de secagem com jato de ar frio.

5.3.2 Ataques Químicos

Neste trabalho, para a caracterização microestrutural, foram utilizadas diferentes técnicas de ataques químicos, descritos a seguir:

- Nital 2%:

O nital é um reagente químico usualmente aplicado na revelação de microestruturas em aços, evidencia os contornos de grão de ferrita e produz maior contraste da bainita e martensita, tornando essas duas estruturas mais escuras. A proporção utilizada na preparação deste reagente foi de 2% de ácido nítrico (HNO_3) e 98% de álcool etílico. O tempo de exposição do reagente na superfície da amostra foi entre 8 e 10 segundos. A forma de aplicação deste ataque foi através de um chumaço de algodão, embebido na solução, que foi friccionado contra a superfície da amostra. Para a interrupção do ataque químico utilizou-se água corrente, em seguida borrifou-se jatos de álcool etílico, finalizando este processo com a secagem da amostra com um jato de ar frio.

- Nital 10%:

Como descrito acima, porém agora o reagente foi preparado de nital com uma concentração de 10% de ácido nítrico (HNO_3) e 90% de álcool etílico. Utilizado para uma revelação macroestrutural com tempo de exposição do reagente na superfície da amostra entre 15 e 20 segundos. A forma de aplicação deste ataque foi através de um chumaço de algodão, embebido na solução, que foi friccionado contra a superfície da amostra. Para a interrupção do ataque químico utilizou-se água corrente, em seguida borrifou-se jatos de álcool etílico, finalizando-se com a secagem da amostra com jato de ar frio.

- LePera Modificado:

O ataque químico com LePera Modificado visa a identificação e quantificação das fases ferrita, bainita, martensita e austenita retida, em aços baixo carbono microligado com estrutura multifásica, por meio de microscopia óptica. O reagente é composto das mesmas soluções do reagente LePera, porém com uma alteração, ao invés de partes iguais, foi utilizada a proporção de 1:2, ou seja, uma parte da solução I: 1% de metabissulfito de sódio diluído em água e duas partes da solução II: 4 % de ácido pícrico diluído em álcool etílico. O procedimento do ataque químico foi por imersão. O tempo de exposição do reagente na superfície da amostra variou entre 15 e 20 segundos.

5.3.2.1 Revelação macroestrutural

Após a etapa de lixamento e polimento as amostras foram submetidas a próxima etapa do processo de preparação onde foi realizado o ataque químico macroscópico com Nital 10% com o objetivo de revelar a ZTA dos CPs, permitindo que fosse possível mensurar o tamanho e a dureza obtida ao longo da ZTA após o processo de soldagem.

Foram realizadas imagens, utilizando o microscópio ótico (MO) Olympus BX51M juntamente com software Stream Essentials, o que permitiu observar com detalhes as falhas originadas do próprio processo de soldagem e realizar a medição do tamanho da ZTA em cada CP como mencionado anteriormente. Além disso, também foram realizadas imagens utilizando a lupa ótica (LO) da marca Motic modelo SMZ168 do laboratório da UTFPR-PG, em uma ampliação de 2X, para visualizar de maneira geral o cordão de solda e mensurá-lo com auxílio do software Image-Pro Plus. Foram medidos a largura, a penetração e o reforço dos cordões de solda.

5.3.2.2 Revelação microestrutural

Depois disso, as amostras passaram por mais uma etapa que constitui todo o processo de preparação metalográfica onde foram lixadas e polidas novamente para posteriormente serem atacadas quimicamente com nital 2% para que fosse realizada uma nova análise microestrutural. Porém, nesta nova análise não foi possível observar de maneira clara as fases ao longo da ZTA.

Assim, foram selecionadas três amostras que haviam sido submetidas, durante o início do processo de soldagem, a diferentes temperaturas de pré-aquecimento. Os CPs escolhidos foram os nº 7, 18 e 26. Estes CPs passaram novamente pelo processo de lixamento e polimento para que posteriormente fosse realizado um novo ataque químico preferencial utilizando o reagente químico “LePera Modificado”. A preparação de cada um desses reagentes pode ser vista de maneira resumida na Tabela 9.

Tabela 9 - Reagentes utilizados nos ataques químicos

Ataque Químico	Composição do reagente	Forma de aplicação do reagente	Tempo de ataque
Nital 2%	2% de ácido nítrico diluído em álcool etílico	Por fricção	8 a 10 segundos
Nital 10%	10% de ácido nítrico diluído em álcool etílico	Por fricção	15 a 20 segundos
LePera Modificado	Solução I: 1% de metabissulfito de sódio diluído em água destilada; Solução II: 4% de ácido pícrico diluído em álcool etílico. *em proporção de 2:1, ou seja, 25mg da solução I e 75mg da solução II.	Por imersão	15 a 20 segundos

Fonte: Autoria própria

5.3.3 Análise microestrutural

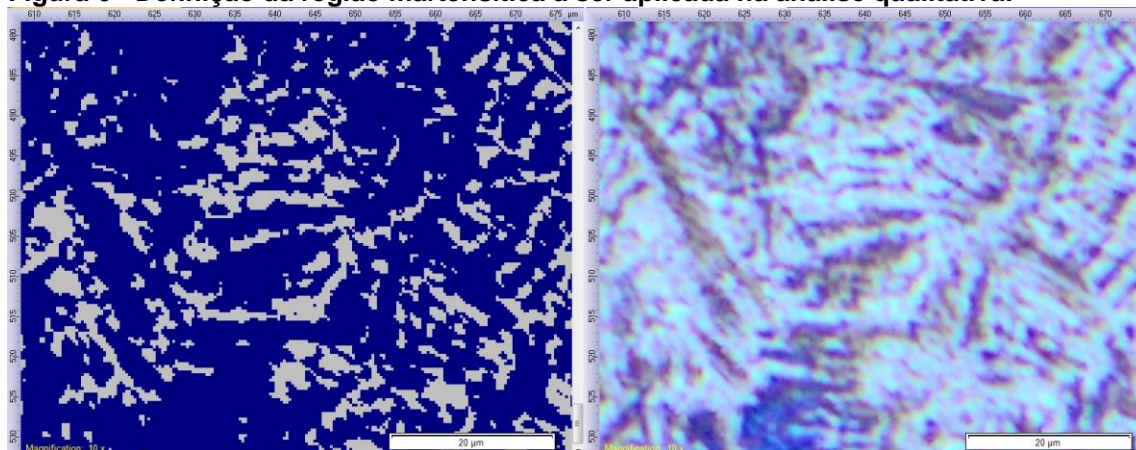
Com a utilização do microscópio óptico e do software Stream Essentials foram feitas imagens de mesma intensidade luminosa e mesma ampliação, sendo ela de 200 vezes, para os CP realizando assim uma comparação quantitativa da região formada por martensita-austenita.

Como dito anteriormente, utilizando o ataque químico de nital 2%, não foi possível observar de maneira clara as fases ferrita, bainita, austenita e martensita. Portanto, foi utilizado um outro ataque químico conhecido como “LePera Modificado” para a análise microestrutural. Ele consiste em um ataque preferencial, ou seja, revela em diferentes colorações essas fases: ferrita em verde-azulado, bainita em marrom escuro e martensita-austenita em branco (SAMUELS, 1999).

Como a maior região de interesse é a de martensita, com o auxílio do software Stream Essentials, foi realizado uma análise comparativa entre três amostras de diferentes temperaturas de pré-aquecimento.

As imagens dos três CPs analisados representam exatamente o início da ZTA, próximo ao cordão de solda. Sendo elas editadas em escalas de cinza e ampliadas no mesmo ponto, definindo a região comparativa de martensita-austenita, representada pela região branca demonstrada como exemplo na Figura 6.

Figura 6 - Definição da região martensítica a ser aplicada na análise qualitativa.



Fonte: Autoria própria

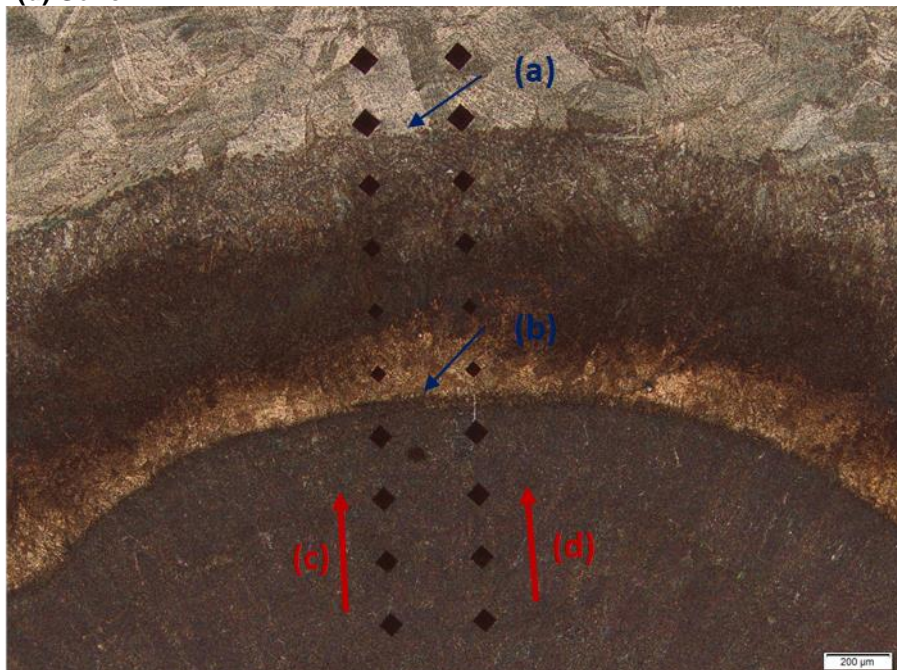
O processo de definição de cores foi salvo e aplicado nas outras imagens que foram atacadas com o reagente LePera para a realização da comparação das áreas de regiões martensita-austenítica, de CPs de diferentes temperaturas de pré-aquecimento.

5.3.4 Análise de Microdureza

A microdureza de cada CP foi mensurada com o auxílio de um microdurômetro da marca Encotest. A carga aplicada foi de 1 kgf por 15 segundos e o levantamento dos valores de dureza em um primeiro teste foi realizado a partir do centro da solda até o metal base, passando por toda extensão da ZTA. Como não houve variação significativa de dureza na zona fundida (ZF) e no metal base (MB), delimitou-se a região mensurada sendo próxima da ZTA.

Sendo assim, foi realizado duas séries de dureza com espaçamento de 0,25 mm entre elas e de 0,2 mm entre as endentações, como mostra a Figura 7. Porém para um resultado satisfatório foram refeitas as durezas, após nova preparação das amostras, pegando o primeiro ponto a partir de 0,075 mm do início da ZTA. A quantidade de pontos variou de acordo com o tamanho da ZTA de cada corpo de prova, já que se delimitou uma distância fixa entre as endentações.

Figura 7 - Séries de durezas Vickers (a) fim da ZTA; (b) início da ZTA; (c) Série 1; (d) Série 2.



Fonte: Autoria própria

Também foi realizado pontos de microdureza em regiões específicas com carga de 0,3 kfg nas 27 amostras para a comprar se há a presença de martensita.

5.3.5 Análise experimental de Taguchi

O planejamento experimental foi realizado de maneira que fosse possível verificar a influência dos parâmetros variáveis sobre algumas propriedades do cordão de solda e da ZTA nos diferentes CPs.

Como descrito anteriormente, três parâmetros foram determinados como as variáveis de estudo, sendo elas: corrente, temperatura de pré-aquecimento e velocidade de soldagem. Com auxílio do software Minitab para aplicação do método Taguchi, os parâmetros escolhidos foram variados em 3 níveis e cada teste replicado 3 vezes, resultando em um arranjo L27.

Os valores de dureza máxima e o tamanho de ZTA foram submetidos como resposta da análise Taguchi, esse gerou um gráfico no qual foi estudado o seu comportamento. Após análises possibilitou a identificar a melhor combinação de parâmetros.

6 RESULTADOS E DISCUSSÕES

6.1 ANÁLISE MACROESTRUTURAL

Com a análise macroestrutural das amostras foi possível mensurar as dimensões dos cordões de solda de todos os CPs, obtendo assim as medidas de largura, penetração e reforço do cordão sobre o metal base. Os dados obtidos das medições foram compilados e descritos na Tabela 10.

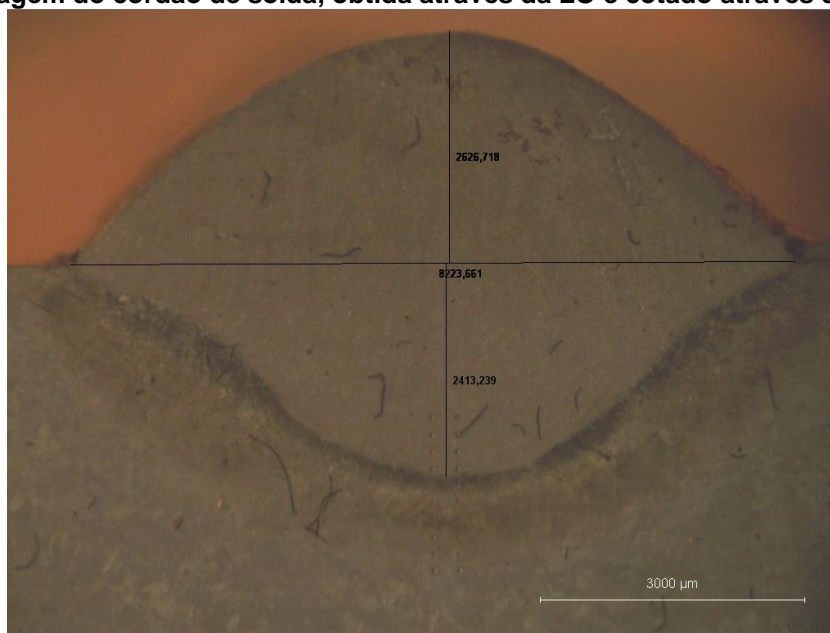
Tabela 10 – Resultados das dimensões dos cordões de solda

CP	Largura do Cordão (mm)	Reforço (mm)	Penetração (mm)
1	8223,72	2626,72	2413,24
2	8474,60	2821,63	2255,47
3	8056,59	2394,68	2413,24
4	8223,72	2626,72	2413,24
5	7815,73	2923,73	2524,62
6	7323,31	2905,17	2506,07
7	8419,11	2849,48	2246,17
8	6552,90	3359,97	2784,51
9	7092,24	3359,97	1661,42
10	7759,85	2422,52	1884,18
11	7397,53	2385,39	2181,22
12	7100,50	2431,80	2162,63
13	6925,36	2589,59	2199,78
14	6506,52	2784,51	2209,04
15	6989,11	2803,07	2125,51
16	7555,44	4009,69	1717,11
17	7035,74	3721,96	1327,31
18	5726,87	3489,92	956,01
19	7278,56	1837,78	2199,76
20	7379,78	2097,66	2014,13
21	7546,22	1893,47	1986,28
22	8854,74	3397,10	2227,61
23	8232,86	3072,25	2636,00
24	8464,90	3174,34	2747,38
25	6584,81	3378,54	918,89
26	4464,53	3721,97	510,49
27	7640,10	3109,37	1058,11

Fonte: Autoria própria

No exemplo apresentado pela Figura 8, referente ao CP 1, é possível observar como o dimensionamento foi realizado e esses dados foram obtidos.

Figura 8 – Imagem do cordão de solda, obtida através da LO e cotado através de software



Fonte: Aatoria própria

Além disso, através desta análise utilizada para detectar heterogeneidades de caráter qualitativo como trincas, porosidades e irregularidades na região de solda, foi possível avaliar cada CP individualmente para depois compará-los e determinar em quais amostras, submetidas a diferentes combinações de parâmetros, ocorreu à formação dos cordões de solda de melhor qualidade e quais sofreram as falhas mais significativas.

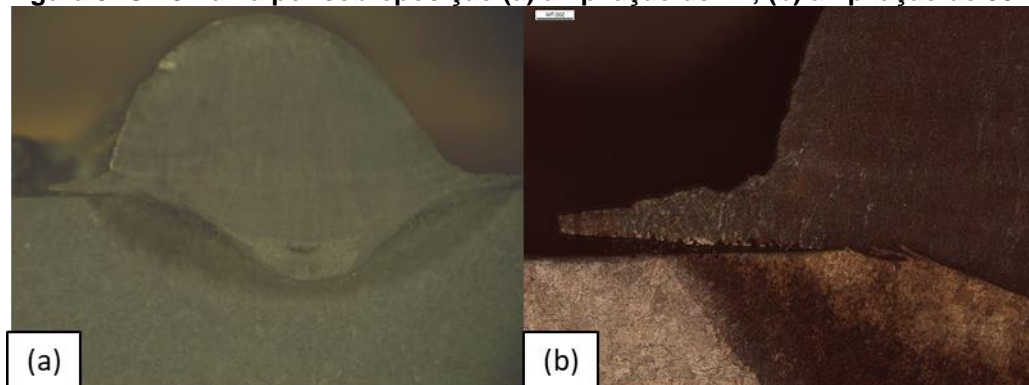
Os CPs n° 9, 16, 17, 18, 25 e 26 foram os que apresentaram algum tipo de heterogeneidade macroscópica significativa, constituídas no geral por três tipos de falhas distintas formadas por porosidade, falta de penetração ou sobreposição.

As falhas formadas pela presença de porosidade nos cordões de solda foram detectadas especificamente nos CPs n° 16, 17, 18, 25 e 26. Já, as falhas causadas por falta de penetração foram encontradas nos CPs n° 18, 25 e 26, sendo os CPs n° 9, 16 e 26 os únicos que apresentaram as falhas mais consideráveis formadas por sobreposição.

Relacionando a Tabela 6 referente à variação dos parâmetros de soldagem, de cada CP, com as falhas mais significativas demonstradas abaixo, é possível perceber que todas elas ocorreram em CPs submetidos a corrente mais alta de 210 (A). Além disso, percebe-se que todos os três CPs submetidos ao conjunto de

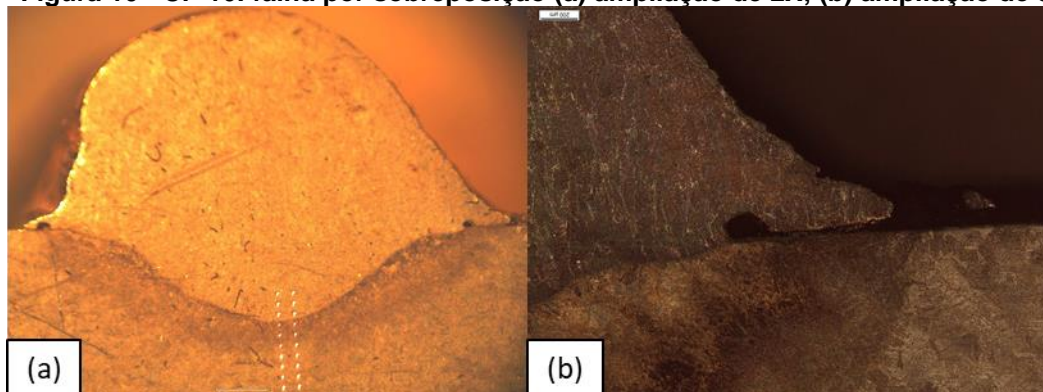
parâmetros formado pelo pré-aquecimento médio de 150 °C, a corrente já citada de 210 (A) e a velocidade de soldagem mais baixa de 40 (cm/min) sofreram algum tipo de falha, tendo em comum a falha por porosidade. E, os outros dois CPs submetidos ao pré-aquecimento de 330 °C, a corrente de 210 (A) e a uma velocidade de soldagem de 50 (cm/min) sofreram também falha por porosidade, além da falta de penetração. Por exemplo, pode-se observar falha de sobreposição na Figura 9 para o CP 9 e na Figura 10 para o CP 16.

Figura 9- CP 9: falha por sobreposição (a) ampliação de 2X; (b) ampliação de 50X



Fonte: Autoria própria

Figura 10 - CP 16: falha por sobreposição (a) ampliação de 2X; (b) ampliação de 50X

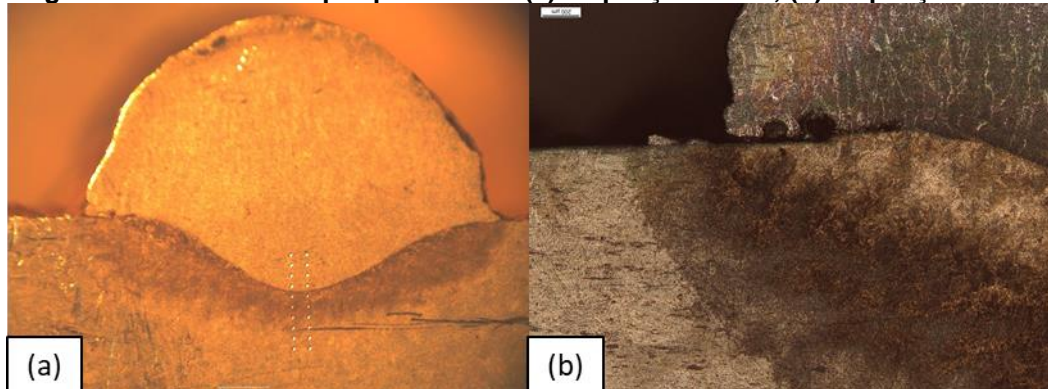


Fonte: Autoria própria

A falha por sobreposição pode ocorrer devido a uma alta taxa de deposição que, neste caso, foi gerada pela utilização do maior valor de corrente de 210 (A). Entretanto, constatou-se que além da falha não ter surgido em outros três CPs submetidos à soldagem com o mesmo valor de corrente, os CPs que as apresentaram foram sujeitos a temperaturas de pré-aquecimento e velocidades de soldagem de valores distintos, sendo o único parâmetro em comum utilizado entre eles a corrente de 210 (A).

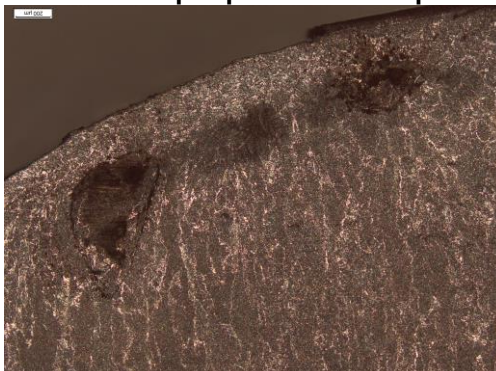
Pode-se observar falha por porosidade nas Figuras Figura 11, Figura 12 e Figura 13.

Figura 11 - CP 17: falha por porosidade (a) ampliação de 2X; (b) ampliação de 50X



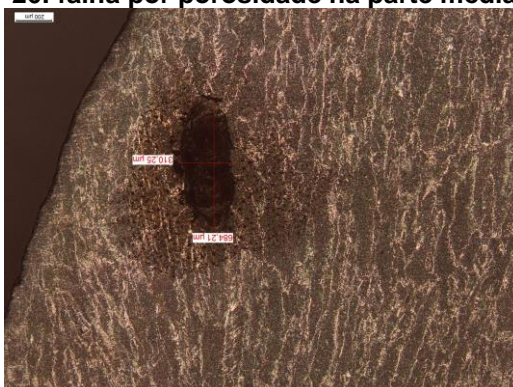
Fonte: Autoria própria

Figura 12 - CP 25: falha por porosidade na parte superior do cordão



Fonte: Autoria própria

Figura 13 - CP 26: falha por porosidade na parte média do cordão



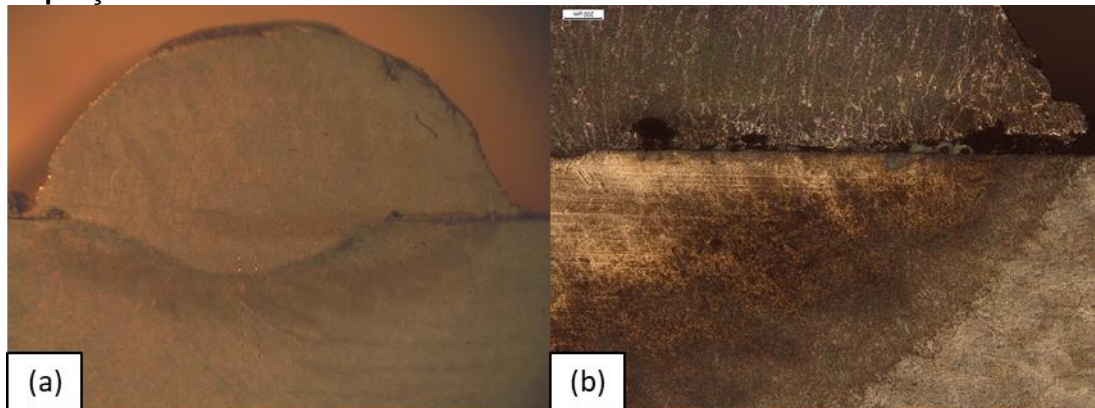
Fonte: Autoria própria

Como abordado por Trevisan (2007) a falha por porosidade pode ocorrer pelo enclausuramento dos gases remanescentes, derivados do próprio processo de

soldagem na zona fundida, depois de solidificada, ou devido a utilização de correntes muito elevadas que podem levar ao aumento na temperatura da poça de fusão a um nível que, conseqüentemente, acabe aumentando a solubilidade do oxigênio e de outros gases na poça, sendo estes um dos possíveis causadores desta falha.

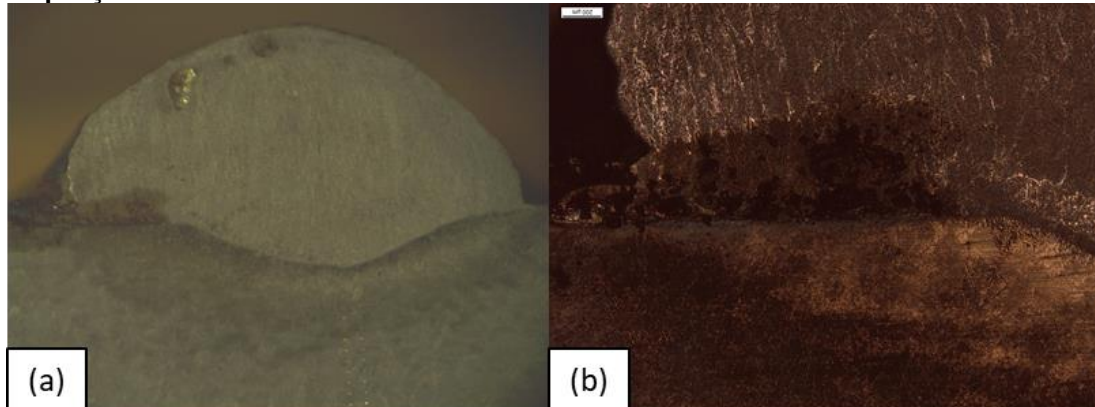
As Figuras Figura 14, Figura 15 e Figura 16 apresentam falhas por falta de penetração e outros tipos de falhas já citados.

Figura 14 - CP 18: falha por falta de penetração e porosidade (a) ampliação de 2X; (b) ampliação de 50X.



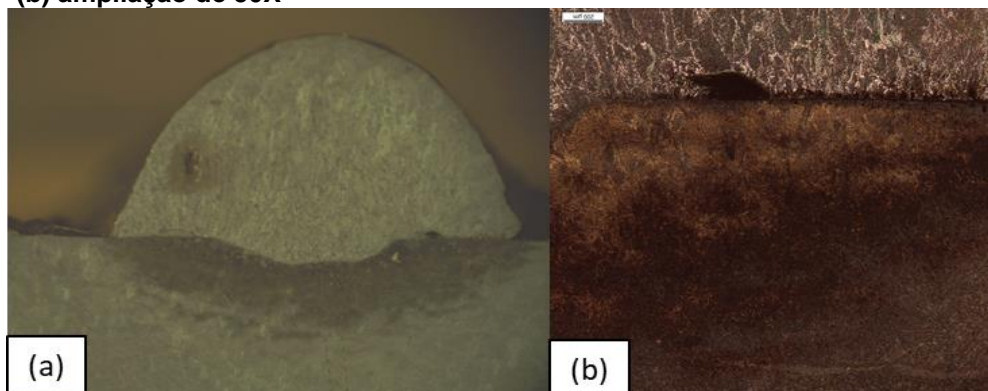
Fonte: Autoria própria

Figura 15 - CP 25: falha por falta de penetração e porosidade (a) ampliação de 2X; (b) ampliação de 50X



Fonte: Autoria própria

Figura 16 - CP 26: falha por falta por penetração e porosidade (a) ampliação de 2X; (b) ampliação de 50X



Fonte: Autoria própria

Constatou-se que os CPs que apresentaram porosidade mais significativa foram os submetidos às temperaturas de pré-aquecimento média de 150 °C e alta de 330 °C, e a corrente mais alta de 210 (A), sendo estes fatores os possíveis causadores do aumento da solubilidade dos gases na poça de fusão.

Além disso, durante os processos de soldagem que utilizaram a corrente de 210 (A) foi possível perceber uma maior instabilidade no arco pelo ruído gerado e pela ocorrência de respingos durante toda a soldagem, podendo este também ser considerado um importante motivo causador das falhas citadas acima.

Os CPs restantes apresentaram, visualmente, boa qualidade em todo o cordão de solda não sendo detectadas heterogeneidades macroscópicas relevantes como as encontradas nos CPs descritos. Além disso, outros tipos de falhas comuns, mas importantes como trincas não ocorreram em nenhum dos CPs após o processo de soldagem.

6.2 ANÁLISE DA DUREZA

Com o prolongamento do resfriamento, ou seja, diminuição da velocidade de resfriamento (R) espera-se uma diminuição do valor da dureza máxima. A partir da equação 3, utilizada para a determinação da taxa de resfriamento, pode-se observar que a temperatura de pré-aquecimento e a energia líquida de soldagem são inversamente proporcionais a taxa de resfriamento, por tanto com o aumento desses valores ocorre um prolongamento no resfriamento. Na equação 1, observa-se que a velocidade de soldagem é inversamente proporcional a energia de soldagem e a

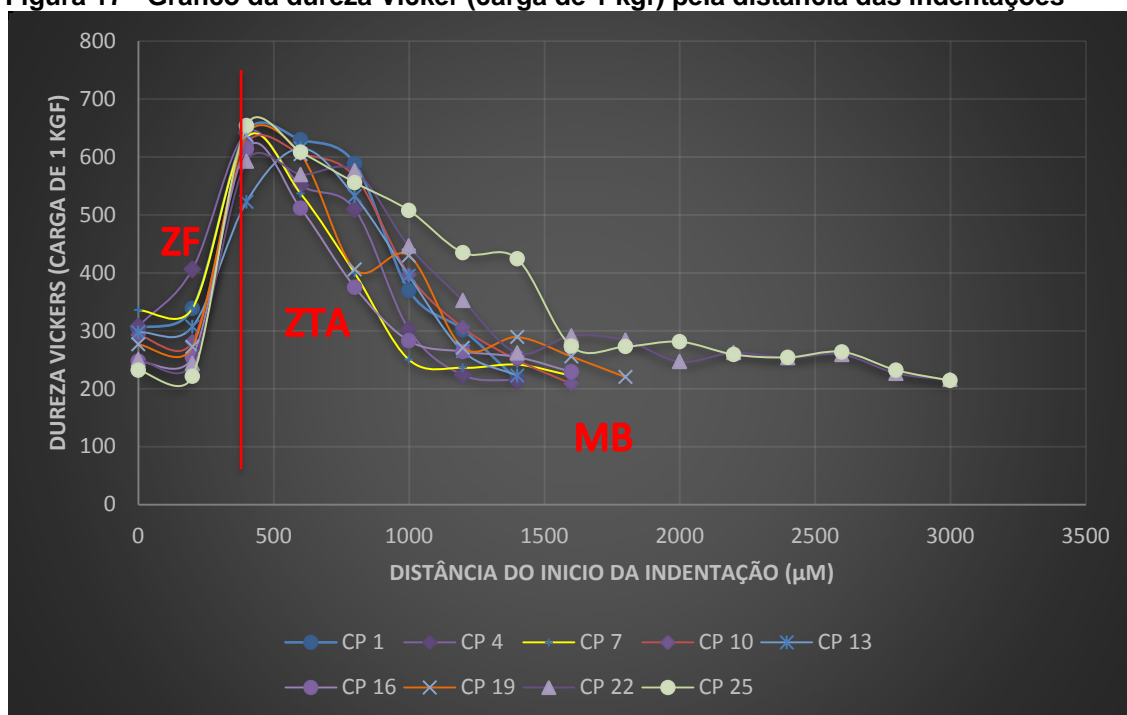
corrente é diretamente proporcional, ou seja, com o aumento da corrente e a diminuição da velocidade de soldagem ocorre o aumento da energia de soldagem. A equação 9 é a substituição das equações 1 e 2 na equação 3 e está representada por setas o comportamento descrito e esperado dos parâmetros variados.

$$\downarrow R_g = \frac{\downarrow v(T - \uparrow T_0)^2 2\pi k}{\uparrow I \eta V} \quad (12)$$

Analisando a equação (12) pode-se concluir que para alcançar uma taxa de resfriamento baixa, é necessário utilizar menores valores de velocidades de soldagem e maiores valores de temperaturas de pré-aquecimento e de corrente. Que por consequência de uma taxa menor, a tendência é diminuir o valor da máxima dureza.

A fim de estudar as características dos corpos de prova obtidas após a soldagem, foram realizados ensaios de dureza em todos os CPs por meio de endentações em série aplicadas sobre pontos específicos da ZTA com espaçamentos fixos. A carga utilizada para a obtenção desses resultados foi a de 1,0 Kgf e os pontos de aplicação da série partiram da ZF até o MB, abrangendo toda a ZTA. A Figura 17 apresenta um gráfico que mostra a variação da média de dureza de alguns CPs em função da distância das endentações realizadas.

Figura 17 - Gráfico da dureza Vicker (carga de 1 kgf) pela distância das indentações



Fonte: Autoria própria

Como se pode observar no gráfico, para a maioria dos CPs, a dureza máxima obtida foi encontrada na região inicial da ZTA, partindo do cordão de solda. Porém, nos casos em que houve um maior prolongamento da ZTA nem todas as durezas máximas foram obtidas logo na primeira região. Todavia, nestes casos em que ocorreu o prolongamento da ZTA percebeu-se a formação de uma região mais profunda de alta dureza. Com isso, percebe-se que com o aumento do aporte térmico, conseqüentemente, ampliou-se o tamanho da região austenítica formada durante a soldagem que, após o resfriamento, e possivelmente deu origem a uma nova formação de microconstituintes, ou seja, microestruturas de fases distintas.

Para maior clareza dos resultados obtidos pela análise da dureza do material foi elaborada a Tabela 11, que contém os valores máximos de dureza, os valores médios de dureza do metal base (MB) e os valores médios de dureza da zona fundida (ZF).

Tabela 11 - Resultados em HV do ensaio de dureza Vickers utilizando carga de 1 Kgf

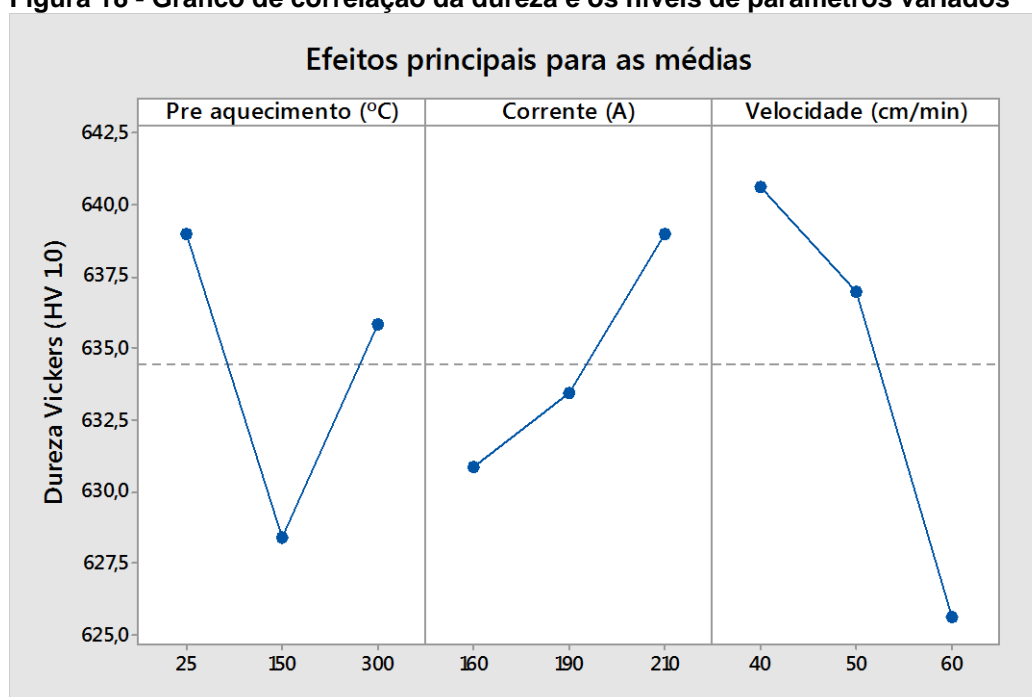
CP	Dureza média da ZF	Dureza média do MB	Dureza máxima da ZTA
1	303,33	212	656
2	282,5	219	620
3	288,5	225	649
4	314,65	214	623
5	312	216	649
6	307	219	641
7	328,5	222	649
8	289,6	218	608
9	289,6	218	656
10	288,66	209	601
11	302,12	218	645
12	276,5	210	645
13	302,75	222	623
14	305,33	224	629
15	318,37	214	604
16	246,8	218	634
17	239,5	219	627
18	239,5	225	648
19	274,25	220	623
20	254,5	218	609
21	263,75	214	630
22	247	216	638
23	268,25	216	638
24	233,5	217	659
25	226,75	214	656
26	213,25	226	628
27	224,5	213	645

Fonte: Autoria própria

Se comparados os valores de dureza média obtidos entre todos os CPs, é possível observar que não ocorreu uma variação significativa na dureza do metal base devido à variação do pré-aquecimento. Já, na dureza da ZF de todas as amostras aconteceu uma diminuição com o aumento da energia de soldagem.

Através do método estatístico Taguchi, e o auxílio do software Minitab, com os valores de microdureza máximos de cada CP colocados como resposta a esse método foi possível obter o gráfico representado na Figura 18.

Figura 18 - Gráfico de correlação da dureza e os níveis de parâmetros variados



Fonte: Autoria própria

A partir do resultado obtido pela análise Taguchi, foi elaborada a Tabela 12 que contém uma correlação sucinta entre os valores médios máximos encontrados no ensaio de dureza e os níveis de parâmetros variados durante todo o processo de soldagem. Sendo Delta a diferença máxima entre os valores de dureza média obtidos em cada nível de parâmetro e o rank a ordem de influência de cada nível sobre a dureza do material, sendo 1 o fator de maior influência e 3 o de menor influência.

Tabela 12 - Valores da análise taguchi e rank

Nível	Pré-aquecimento	Corrente	Velocidade de soldagem
1	639	630,9	640,6
2	628,4	633,4	637
3	635,9	639	625,6
Delta	10,6	8,1	15
Rank	2	3	1

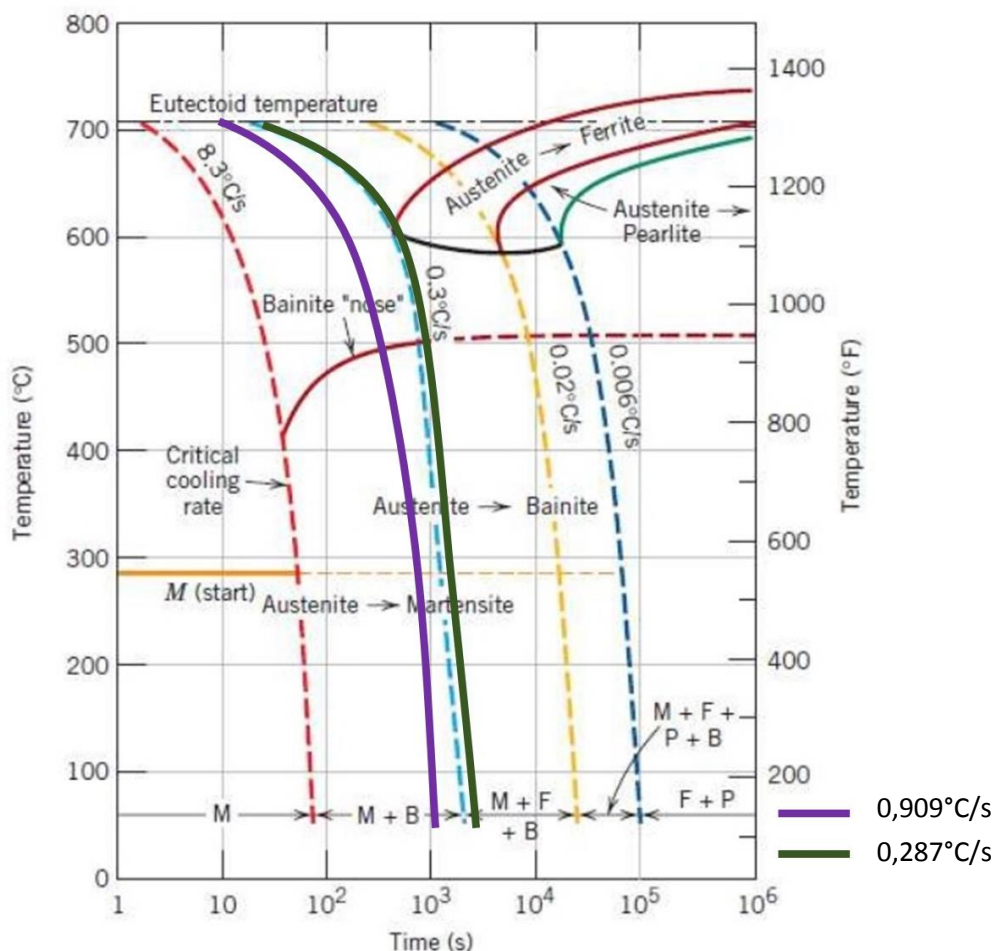
Fonte: Autoria própria

Assim, foi possível constatar que o parâmetro de maior influência na variação da dureza máxima da ZTA foi a velocidade de soldagem, já que, diferentemente do esperado no modelo matemático, ocorreu uma diminuição do valor da dureza com o aumento da velocidade de soldagem. Outro parâmetro que acabou proporcionando um resultado diferente do esperado pelo modelo matemático apresentado foi o da corrente, que ficou diretamente proporcional com o valor da dureza. Já, no impacto

causado pela variação do pré-aquecimento não foi detectado uma proporcionalidade, sendo a menor dureza máxima com temperatura de 150°C. Vale frisar que a variação dos resultados de dureza máxima nesse estudo não foi alta e todos esses comportamentos inesperados são explicados nos próximos tópicos.

Segundo Vale (2011) a velocidade de resfriamento ao ar estacionário é de 0,02°C/s. Já Silva (2011), considera a velocidade de resfriamento ao ar de um aço IC-4340 (similar ao AISI/SAE 4340) como sendo de 20°C/min (ou seja, 0,33°C/s). Porém através do cálculo da velocidade de resfriamento, pode-se observar uma variação dessas velocidades, pois houve a variação dos parâmetros aqui estudados, com o auxílio do diagrama CCT (*Continuous Cooling Transformation*) do aço SAE 4340 (Figura 19) e com os resultados obtidos através do modelo matemático, pode-se ter uma ideia da faixa de formação da microestrutura.

Figura 19 -Diagrama CCT do aço SAE 4340



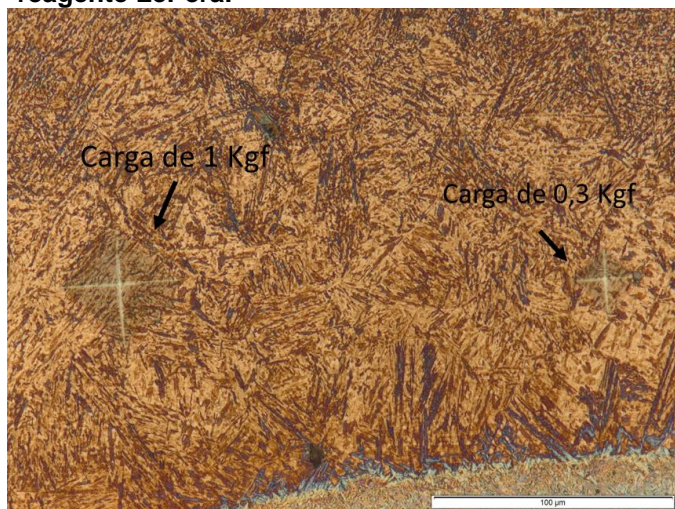
Fonte: Modificado de CALLISTER, 2007

Considerando as velocidades de resfriamento calculadas, onde $0,909^{\circ}\text{C}$ é a taxa máxima e $0,289^{\circ}\text{C}$ é a taxa mínima obtidos, os valores de resfriamento dos corpos de prova ficaram dentro desses valores. Pela figura a região que ocorreu austenitização formará martensita + bainita ou martensita + bainita + ferrita após o resfriamento. A presença desses microconstituintes nos ensaios será avaliada através da análise metalográfica.

Segundo estudo realizado por Xavier (2014) a dureza da martensita não é afetada pela mudança na velocidade de resfriamento, variando muito pouco em torno de um valor médio. Pois a dureza da martensita depende, principalmente, do teor de carbono do aço. Assim sendo, os CPs foram submetidos a uma nova análise de dureza. Porém agora pontual nas regiões claras da microestrutura e com uma carga menor de 0,3 Kg. O resultado dessa análise foi uma dureza maior se comparado com as anteriormente obtidas e com pouca variação dos valores de uma amostra para outra, em torno de 685 HV. Comprovando que em todas as amostras teve formação de martensita.

Devido ao aumento na energia de soldagem ocorreu um aumento da região que sofreu austenitização, dessa maneira uma maior quantidade de martensita foi formada, deixando essa região uniformemente mais dura. Quando a dureza medida próximo a ZF com uma carga de 1 Kgf abrangeu tanto a martensita quanto a bainita e outros constituintes que possam ter formado, dessa maneira o valor obtido foi menor do que com a carga de 0,3 Kgf. Como pode ser comprovada na imagem das indentações, Figura 20.

Figura 20 - Indentações de 1Kgf e de 0,3Kgf no CP 18 Ataque com reagente LePera.



Fonte: Autoria própria

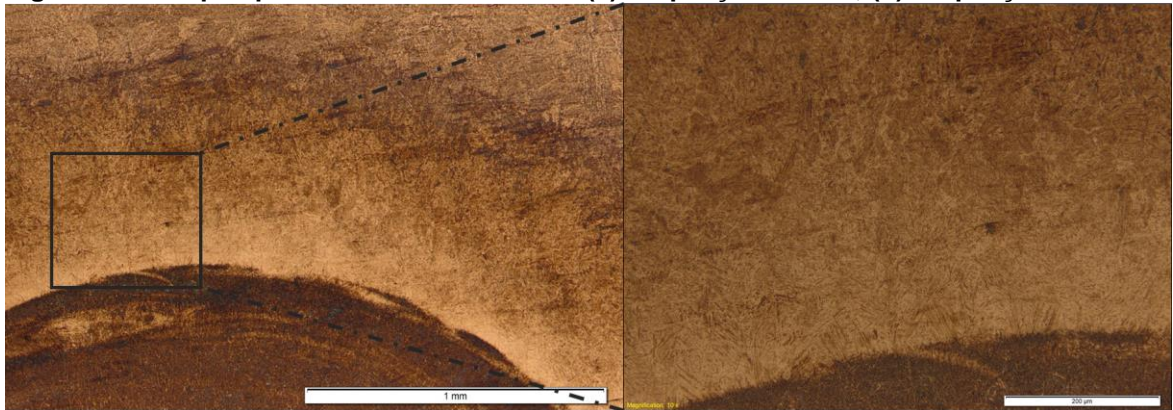
Os produtos da austenita e outras informações contidas na Figura 20 serão explicados no próximo tópico.

6.3 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

Como apresentado anteriormente pelo diagrama CCT e pela análise de dureza, ocorreu a transformação da austenita em martensita e também em possíveis outros microconstituintes. Para saber quais são esses microconstituintes foi realizado um estudo de metalografia utilizando dois tipos de ataques químicos.

O ataque químico com nital 2% foi eficiente na identificação da fase bainita, revelada com coloração marrom escuro ou preto (dependendo da amostra), porém tornou-se difícil a distinção entre outras fases que poderiam estar presentes no material. A Figura 21 mostra um ataque com o nital no CP 7.

Figura 21 - Ataque químico com nital no CP 7 (a) Ampliação de 50X; (b) Ampliação de 200X

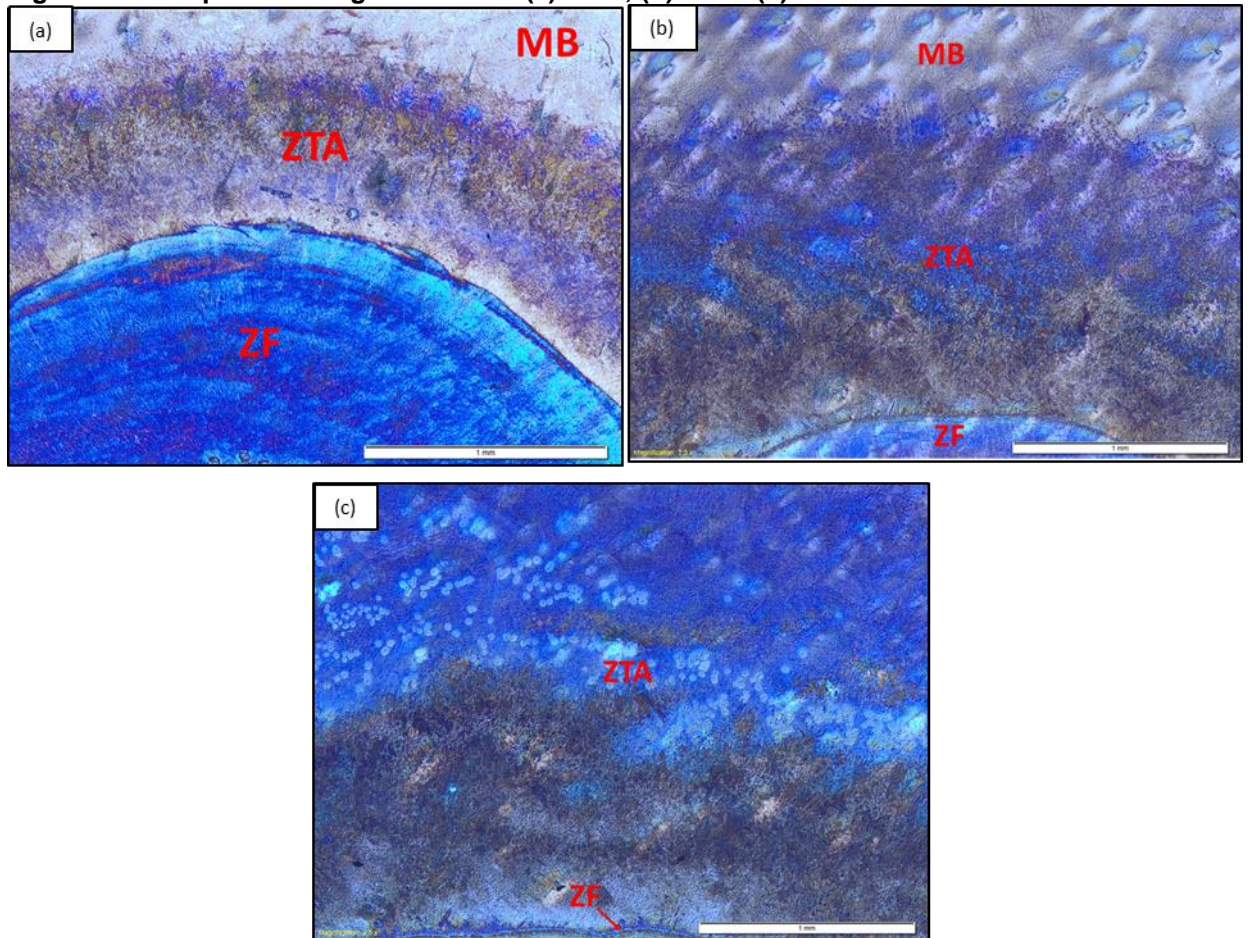


Fonte: Autoria própria

Para melhor identificação dos constituintes microestruturais, realizou outro ataque químico especificamente nos CPs n° 7, 18 e 26 utilizando o ataque LePera modificado, que, segundo Souza (2008), quando aplicado em amostras constituídas quase que totalmente pela estrutura bainita, permite a identificação desta fase, revelada pela coloração marrom e do constituinte formado pelas fases martensita e austenita retida, com morfologia bem definida reveladas em tonalidade clara.

Samuels (1999) especifica uma coloração obtida por cada fase com a realização do ataque com LePera Modificado, sendo elas: F= ferrita (verde-azulado); B= bainita (marrom); M-A = martensita-austenita (branco). A ZTA das amostras atacadas pode ser observada na Figura 22.

Figura 22 - Ataque com reagente LePera (a) CP 7; (b) CP18 (c) CP 26.



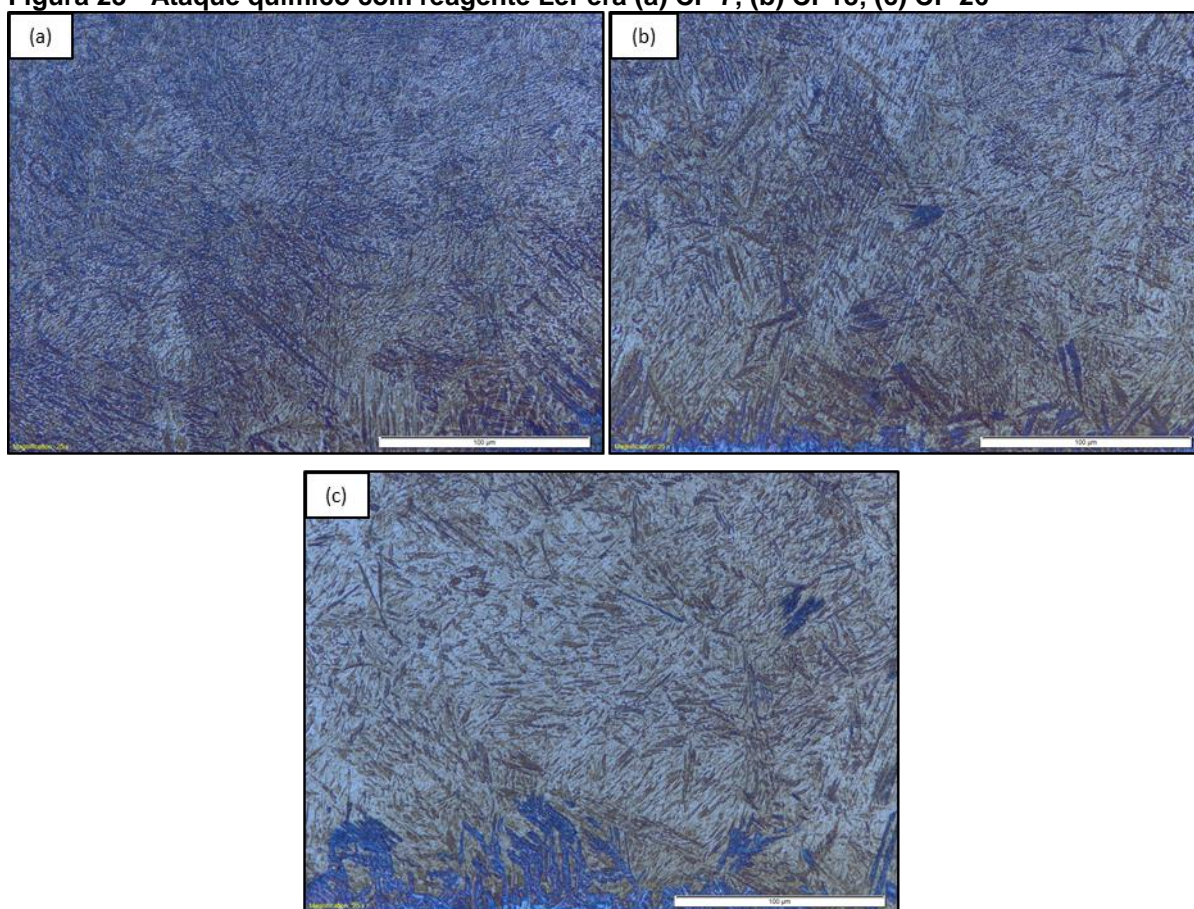
Fonte: Autoria própria

Através desses corpos de provas que tiveram diferentes temperaturas de pré-aquecimento pode-se observar um aumento considerável no tamanho da ZTA. Tanto é que na Figura 22 que tem a imagem do CP 26, que contém maior temperatura de pré-aquecimento, não foi possível fazer uma imagem com um aumento de 50X contendo a totalidade de sua ZTA, sendo feita a imagem somente sobre a região de maior relevância.

6.3.1 Presença de Austenita, Martensita e Bainita

Utilizando-se de um aumento maior, de 500X, somente da região que foi austenitizada, que é a região localizada próxima da ZF, foi possível observar com mais detalhes os microconstituintes formados. A Figura 23 mostra a presença de bainita (tonalidade marrom e preta) e de martensita-austenita (tonalidade branca) e possivelmente bainita-ferrítica ou ferrita (tonalidade azul).

Figura 23 - Ataque químico com reagente LePera (a) CP 7; (b) CP18; (c) CP 26



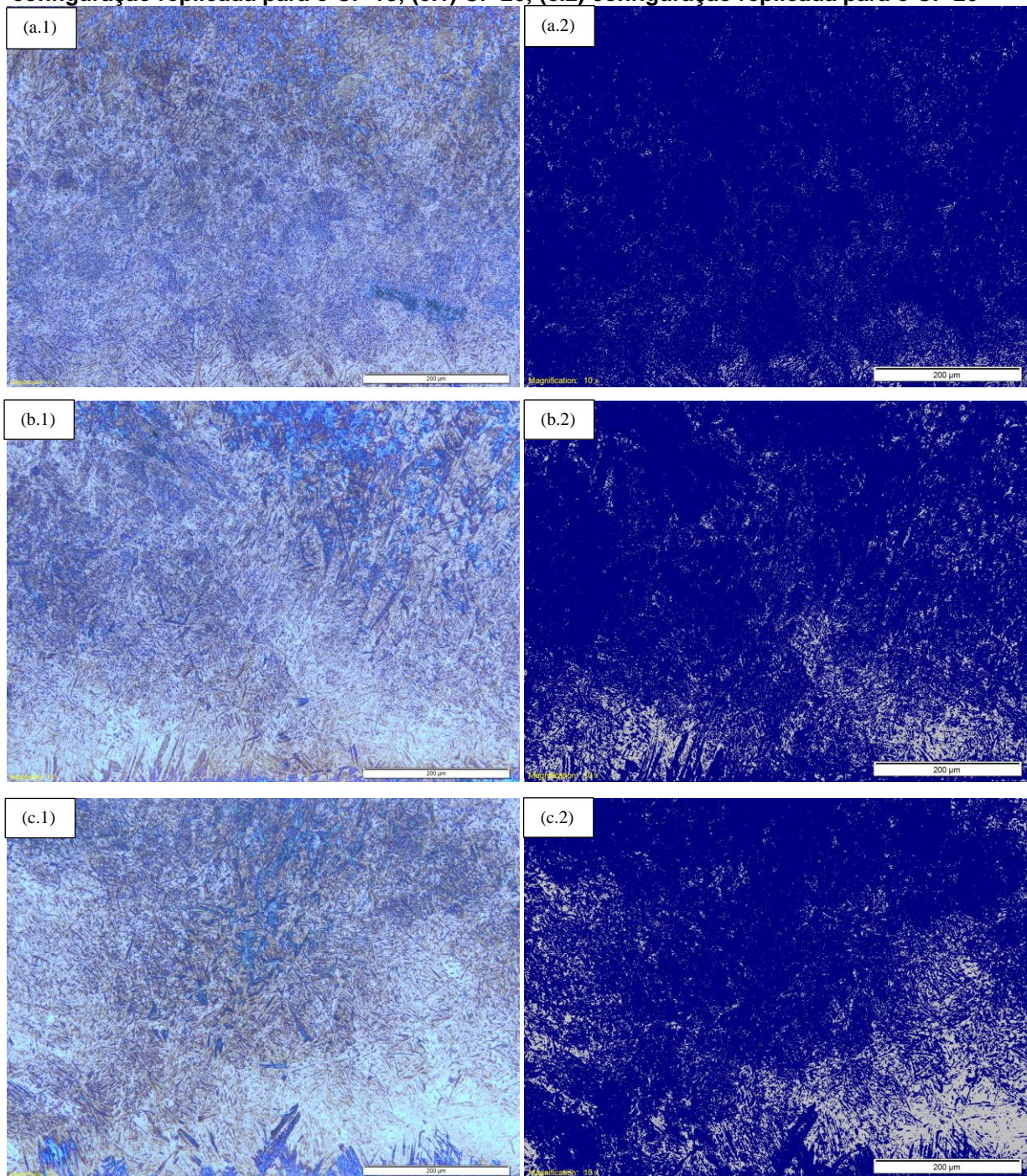
Fonte: Autoria própria

Pela Figura 23 pode-se observar um gradativo aumento da tonalidade branca, que representa a região com maior dureza. Por tanto, foi feita uma comparação em área dessa região.

6.3.1.1 Comparação em área de martensita-austenita

Através de uma opção do software Stream Essentials, foi possível fazer um estudo comparativo sobre a tonalidade de região clara presente nas imagens. Por tanto, foram feitas imagens com ampliação que abrangesse maior parte da região de interesse e com a mesma intensidade luminosa, realizando o estudo sobre essas imagens. A Figura 24 apresenta imagens do antes e após a configuração escolhida.

Figura 24 – Imagens utilizadas na análise comparativa em área e respectivo resultado, ataque LePera (a.1) CP 7; (a.2) resultado da tonalidade configurada utilizada no CP7; (b.1) CP 18; (b.2) configuração replicada para o CP 18; (c.1) CP 26; (c.2) configuração replicada para o CP 26



Fonte: Autoria própria

Através das imagens obtidas por esse estudo pode-se observar que não existe uma homogeneidade da região martensítica-austenítica. Podendo assim, durante os ensaios de dureza, nos CPs submetidos ao pré-aquecimento de 150 °C, a indentação aplicada ter se desviado da região de máxima dureza, por isso ter ocorrido uma diminuição no resultado fornecido pela análise Taguchi.

Outra hipótese é que a temperatura de pré-aquecimento de 150°C tenha proporcionado um melhor resultado por promover o equilíbrio necessário entre a formação de martensita, o tamanho da ZTA e o prolongamento do resfriamento, este último favorece a formação de outros constituintes de menor dureza.

O resultado dessa análise é apresentado na Tabela 13.

Tabela 13 - Resultado de área de austenita

	Fração da área clara (%)
CP 7	3,42
CP 18	11,52
CP 26	17,461

Fonte: Autoria própria

A quantidade de martensita-austenita é menor nos corpos de prova que foram submetidos a uma menor energia de soldagem. Por tanto, de uma forma geral, os parâmetros que formaram uma ZTA menor contêm melhores resultados.

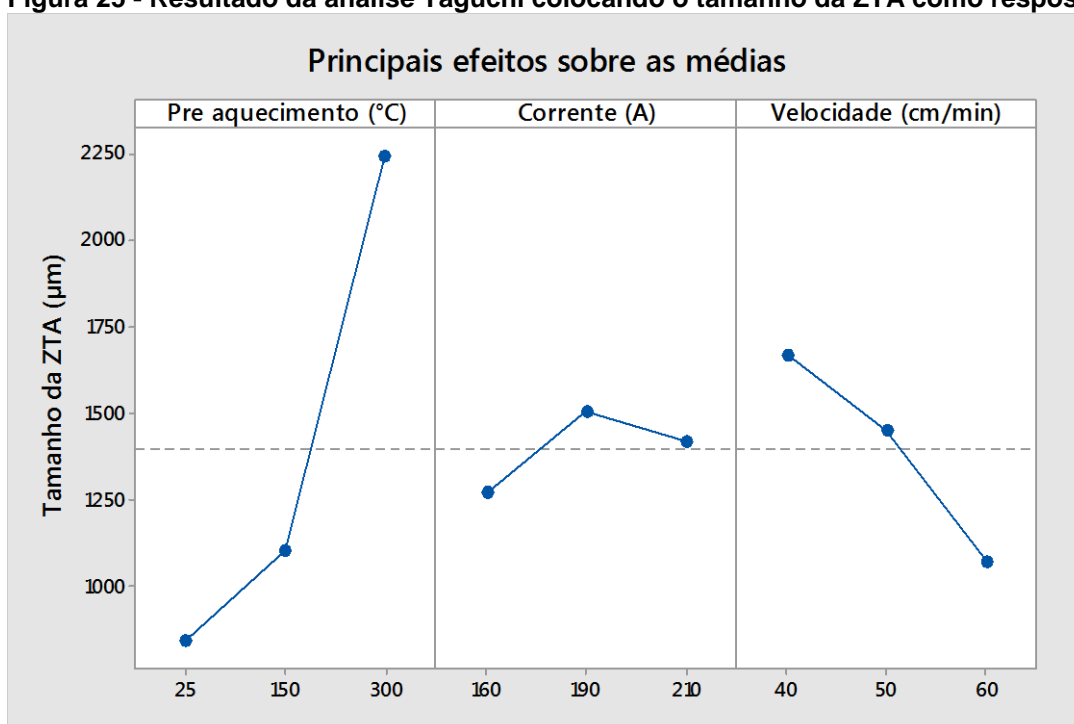
Isso porque mesmo com o aumento da temperatura inicial, assim variando a velocidade de resfriamento e o tamanho da ZTA, continuou formando martensita, que é a microestrutura com valores de máxima dureza.

6.4 TAMANHO DA ZTA

A partir das variantes simplificadas das equações de fluxo de calor em soldagem, ou seja, as equações 9,10 e 11. Pode-se observar que o tamanho da ZTA representado pela distância da região de interesse à linha de fusão, está diretamente ligado à energia aplicada durante a solda e a temperatura inicial do CP. Por tanto, o tamanho da ZTA é diretamente proporcional a corrente e a temperatura de pré-aquecimento e inversamente proporcional a velocidade de soldagem, assim sendo, parâmetros que proporciona menor energia e de menor temperatura inicial obtém menores ZTA.

Foi realizada uma análise estatística pelo método Taguchi, colocando como resposta aos parâmetros o tamanho da ZTA. A Figura 25 apresenta o gráfico das médias gerado pelo método.

Figura 25 - Resultado da análise Taguchi colocando o tamanho da ZTA como resposta



Fonte: Autoria própria

Analisando o comportamento deste resultado, o parâmetro que mais influenciou o tamanho da ZTA foi o pré-aquecimento, principalmente na temperatura de 300°C, seguido da velocidade, que influenciou de maneira regular. Já a corrente não influenciou de maneira significativa o tamanho da ZTA, principalmente para as correntes de 210 A, a provável causa desse ocorrido se deve a instabilidade do arco nessa corrente aplicada.

O pré-aquecimento de 150°C não afetou de maneira relevante o aumento da ZTA. E que se comparado aos resultados das análises anteriores, promoveu um prolongamento na velocidade de resfriamento consequentemente um resultado de dureza máxima menor.

A partir do resultado obtido pela análise Taguchi, foi elaborada a Tabela 14 que contém uma correlação sucinta entre os valores médios encontrados na mensuração do tamanho da ZTA e os níveis de parâmetros variados durante todo o processo de soldagem. Sendo Delta a diferença entre os valores máximos e mínimos encontrados em cada nível de parâmetro e o rank a ordem de influência de cada nível sobre o tamanho da ZTA, sendo 1 o fator de maior influência e o 3 o de menor influência.

Tabela 14 - Valores da análise taguchi tendo o tamanho da ZTA como resposta e rank

Nível	Pré-aquecimento	Corrente	Velocidade de soldagem
1	845,5	2269,5	1669,7
2	1102,5	1505,3	1449,8
3	2243	1419,3	1071,5
Delta	1397,5	850,2	598,2
Rank	1	2	3

Fonte: Autoria própria

Através desse resultado é possível constatar que houve uma diferença significativa entre as médias obtidas, sendo o pré-aquecimento o parâmetro de maior influencia sobre o tamanho da ZTA e a velocidade de soldagem o parâmetro que teve menor influência sobre o resultado. Pode-se assim dizer, que a temperatura de pré-aquecimento é um fator relevante sobre a região austenitizada durante a soldagem.

7 CONCLUSÕES

O estudo da variação da quantidade de energia, com auxílio do pré-aquecimento, pelo processo MAG, aplicada em um aço SAE 4340, feita nesse trabalho, permitiu chegar nas seguintes conclusões:

- As velocidades de resfriamento desempenham, tanto qualitativa como quantitativamente, um importante papel sobre os produtos da transformação da austenita.
- Em concordância com as transformações previstas pelo diagrama de transformação durante o resfriamento contínuo do aço SAE 4340, as velocidades de resfriamento atingidas durante a transformação da austenita, no experimento, propiciaram a formação de diferentes microestruturas, provavelmente, bainíticas e martensíticas na região de maior dureza.
- Com o aumento da quantidade de energia aplicada na soldagem, ocorreu um aumento da região austenitizada e do tamanho da ZTA que, por provável consequência, aumentou a quantidade de martensita na microestrutura.
- Para um pré-aquecimento de 150°C houve uma diminuição de dureza máxima encontrada.
- Com a utilização do método estatístico Taguchi, para a análise dos dados obtidos no ensaio de microdureza, foi possível perceber que ocorreu pouca influência sob os valores médios de microdureza nos CPs.

7.1 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Sugere-se replicar esse estudo variando a velocidade de resfriamento após a soldagem. Aplicar recursos de microscopia eletrônica de varredura (MEV) para caracterização de aços com coexistência das estruturas bainítica e martensítica, e também fazer a caracterização da austenita retida utilizando-se de técnicas de difração de Raio X.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN WELDING SOCIETY, Welding Handbook – Welding Technology. Miami: AWS, 2001. v. I. Caps 1 e 7. 9th ed.

ANAZAWA, R. M. **Caracterização mecânica e microestrutural de um aço 300M com microestrutura multifásica**. 2007. 194f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia do Câmpus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2007.

BEHENE, Lucas. **Estudo da alteração de parâmetros do processo de soldagem plasma com alimentação de vareta em substrato de aço ca6nm**. 2014. 96 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia e Ciência dos Materiais, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2014.

BRANDI, Sérgio Duarte. Classificação dos processos de soldagem. In: WAINER, Emílio; BRANDI, Sérgio Duarte; MELLO, Fábio Décourt Homem de. **Soldagem: Processos e metalurgia**. 4. ed. São Paulo: Edgard Blucher Ltda., 2004. Cap. 1. p. 1-6.

BRANDI, Sérgio Duarte. Processo MIG/MAG. In: WAINER, Emílio; BRANDI, Sérgio Duarte; MELLO, Fábio Décourt Homem de. **Soldagem: Processos e metalurgia**. 4. ed. São Paulo: Edgard Blucher Ltda., 2004. Cap. 2d. p. 99-124.

CALLISTER Jr., William D.; “Materials Science and Engineerin - An Introduction”, Department of Metallurgical Engineering, The University of Utah, 7th ed. 2007.

CARDOSO, Andréia de Souza Martins. **Caracterização mecânica e microestrutural dos aços SAE 4340 e 300M após soldagem a laser e tratamento superficial de nitretação a plasma**. 2011. 112 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia de Materiais, Universidade de São Paulo, Lorena, 2011.

CHIAVERINI, Vicente. **Aços e ferros fundidos**. 6. ed. São Paulo. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - ABM, 576 p. 1988.

CHIAVERINI, Vicente. **Aços e ferros fundidos**. 7. ed. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - ABM, 22 p. 2002.

CORDEIRO, Amilton. **Tecnologia da Soldagem**. Sorocaba: Centro Paula Souza, 2013.

COSTA, Fernando Febeliano da. **Tecnologia Mecânica: 3º Ciclo de Técnico em Mecânica**. São Paulo: Centro Paula Souza, 2000.

FORTES, Cleber. **Metalurgia da Soldagem**. Espírito Santo. 2005. (Apostila).

FORTES, Cleber. **Soldagem MIG/MAG**. Espírito Santo. 2005. (Apostila).

GUIMENES JUNIOR, Luiz. **Tratamento térmico em juntas soldadas**. 1997.

HUYETT, G.L.. **Engineering Handbook: Technical Information**. Minneapolis: G.I. Huyett Expressway, 2004. 95 p.

KOU, Sindo. **Welding Metallurgy**. 2. ed. Hoboken: John Wiley & Sons, Inc., 2003. 461 p.

LEE, WOEI-SHYAN; SU, TZAY-TIAN. Mechanical properties and microstructural features of AISI 4340 high-strength alloy steel under quenched and tempered conditions. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 87, p. 198–206, 1999.

LIRA, S. A.. **Planejamento de Experimentos**. Apostila. Universidade Federal do Paraná, Curitiba. 2012.

MACHADO, Ivan Guerra. **Soldagem e Técnicas Conexas: Processos**. Porto Alegre: editado pelo autor, 1996. 477 p.

MARQUES, Paulo Villani; MODENESI, Paulo José. Algumas Equações Úteis em Soldagem. **Soldagem e Inspeção**, São Paulo, v. 19, n. 01, p.91-102, mar. 2014.

MARQUES, Paulo Villani; MODENESI, Paulo José; BRACARENSE, Alexandre Queiroz. **Soldagem: Fundamentos e Tecnologia**. 3. ed. Belo Horizonte: Ufmg, 2011.

MODENESI, Paulo J.; MARQUES, Paulo V.; SANTOS, Dagoberto B.. **Introdução à Metalurgia da Soldagem**. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2012.

MODENESI, Paulo J.. **Soldabilidade de Algumas Ligas Metálicas**. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2011.

NERIS, Manoel Messias. **Soldagem dos Metais**. Santos. 2012. (Apostila).

OLIVEIRA, Adir Rodrigues de; ARAÚJO, Ismael Caetano de; SILVA, Gilbert. **Influência da Temperatura no Revenimento do Aço SAE 4340**. São José dos Campos: Universidade do Vale do Paraíba, 2009.

PALMEIRA, Alexandre Alvarenga. Aços para construção mecânica. In: PALMEIRA, Alexandre Alvarenga. **Materiais de Construção Mecânica IV**. Resende: UERJ, 2005. Cap. 8. p. 1-21.

PUKASIEWICZ, A. G. M.; SANTI, H. Avaliação da influência da diluição na microestrutura e microdureza de revestimentos martensíticos resistentes à abrasão. In: XL Congresso Nacional de Soldagem, 2014, São Paulo. Anais do XL Congresso Nacional de Soldagem, 2014.

SAMUELS, L. E. Light microscopy of carbon steels. Metals Park, Ohio: ASM, 1999.

SILVA, André Luiz da Costa e; MEI, Paulo Roberto. **Aços e ligas especiais**. 2. ed. Sumaré: Eletrometal S. A. Metais Especiais, 1988. 512 p.

SILVA, Rafael Fernandes Teixeira da. **Análise e Avaliação da Influência de Diferentes Ciclos de Tratamento Térmico nas Propriedades Mecânicas do Aço Microfundido Ultrarresistente IC-4340**. 2011. 67 f. TCC (Graduação) - Curso de Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2011.

SOUZA, Gisélia Alves de. **Caracterização Microestrutural de um Aço Médio Carbono e Baixa Liga (Com Estrutura Bainítica/Martensítica) Via Microscopia Óptica**. 2008. 161 f. Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2008.

SOUZA, R. C., **Estudo do Comportamento em Fadiga do Aço ABNT 4340 Revestido com Carbetto de Tungstênio Pelo Sistema HVOF/HP**. 1998, 158f. Dissertação (Mestrado em engenharia mecânica) – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, FEG/UNESP, Guaratinguetá, 1998.

TAGUCHI, G., *et. al.* **Engenharia da Qualidade em Sistemas de Produção** São Paulo: McGraw-Hill, 1990.

TREVISAN, Roseana da Exaltação. **ANÁLISE DA POROSIDADE EM JUNTAS SOLDADAS PELO PROCESSO MIG/MAG ROBOTIZADO**. Campinas: Def-fem-unicamp, 2007.

TSAI, Chon L.; TSO, Chin M.. Heat Flow in Fusion Welding. In: **ASM HANDBOOK: WELDING, BRAZING, AND SOLDERING. WELDING, BRAZING, AND SOLDERING**. 6. ed. United States of America: ASM International, 1993. p. 22-54.

VALE, Alan Rafael Menezes do. **Tratamento térmico**. Belém: IFPA ; Santa Maria : UFSM, 2011. 130p.

XAVIER, Carlos Roberto et al. Efeito da velocidade de resfriamento sobre a transformação da austenita em aço baixa liga. Cadernos UniFOA, Volta Redonda, n. 26, p. 37-45, dez. 2014.

WAINER, Emílio; BRANDI, Sérgio Duarte; MELLO, Fábio Décourt Homem de. **Soldagem: Processos e Metalurgia**. São Paulo: Edgard Blücher Ltda., 2004. 494 p.

WARREN, Donald; STOUT, R. D. Porosity in Mild Steel Weld Metal. Welding Journal, v. 31, n. 8, p. 381s-387s, Aug. 1952.